

- 中国核心期刊(遴选)数据库收录期刊
- 中文科技期刊数据库收录期刊
- 中国学术期刊综合评价数据库统计源期刊
- 万方数据数字期刊网收录期刊
- 中国学术期刊(网络版)收录期刊

ISSN 1009-7864
CN 41-1242/TF

2024.2

第 30 卷 总第 173 期

宽厚板

WIDE AND HEAVY PLATE

ISSN 1009-7864



HBIS

河钢集团

舞阳钢铁有限责任公司 主办

1995 年创刊
公开发行人(双月刊)

宽 厚 板

KUAN HOU BAN

2024 年 4 月 30 日出版
第 30 卷第 2 期(总第 173 期)

《宽厚板》杂志编委会

编委会主任:

李建朝

编委会委员(按姓氏笔画为序):

韦 明 韦 昇 王全胜

郝小强 龙 杰 刘建国

刘建磊 李 杰 庞辉勇

李朝玺 吴 明 吴俊平

何绪友 杨增国 陈子刚

周庆升 赵国昌 黄大军

谢良法 彭世宝 廖仕军

戴文笠

目 次

· 试验研究 ·

- TiC 粒子尺寸对增强马氏体耐磨钢磨损性能的影响
..... 杨建华(1)
- 低温容器用 13MnNi6-3 钢板奥氏体静态连续冷却转变曲线的测定
..... 高亚磊 姚 尧 尹卫江 管秀兵 徐腾飞 王甜甜(7)
- 稀土元素 Ce 对大型矿用高强度钢板 Q620E 的影响研究
..... 卢晓禹 袁晓鸣 黄 利 王少炳(10)
- 超大厚度 Q345R(R-HIC)钢板的研制开发
..... 吴立松 李祥兵 霍圆圆(14)

· 生产实践 ·

- 120 t 转炉热态渣循环利用工艺研究
..... 栾文林 刘志远 王重君 么敬文 郭文斌
..... 刘涛 张俊海 张云鹏(18)
- 莱钢厚板生产线加热炉提产能降燃耗技术分析
..... 王新龙(23)
- 电极接口松动对 LF 精炼过程的影响及优化措施
..... 王重君 刘志远 么敬文 郭文斌 王武仙
..... 栾文林 宋稳强 王 飞(27)

· 技术讨论 ·

- 模拟焊后热处理对压力容器用 Q690E 钢板的影响
..... 王 飞 肖春江 刘彦强 姚远方 李 峥(31)
- 400HBW 级商用低合金耐磨钢的耐磨性能研究
..... 孙 煜 林江海 姜少宁(34)
- NM500 级高强度低合金耐磨钢的研制开发
..... 李 行 尹绍江 訾文胜 秦 坤 张学 郝 鑫 李可斌(39)
- 马钢 120 t LF 精炼炉钢液温度预测模型的应用与优化实践
..... 孙 涛 孙 波 王 勇(43)

主 管:舞阳钢铁有限责任公司
主 办:舞阳钢铁有限责任公司
主 编:龙 杰
编辑部主任:杜 游
编辑出版:《宽厚板》编辑部
印 刷:郑州豫兴印刷有限公司
发 行:《宽厚板》编辑部

刊 号:ISSN 1009-7864
CN 41-1242/TF
地 址:河南省舞钢市湖滨大道西段
电子信箱:wykhb2003@163.com
邮 编:462500
电 话:(0375)8111575/8113765
国内定价:10.00 元 国内公开发行

Wide and Heavy Plate

Vol. 30, No. 2

April 2024

CONTENTS

• Test and Research •

- Effect of TiC Particle Size on Wear Properties Reinforcement of Martensitic Wear – resistant Steel
..... *Yang Jianhua*(1)
- Determinating the Static Austenite Continuous Cooling Transformation Curve of 13MnNi6 – 3 Steel Plate for Low Temperature Vessel
..... *Gao Yalei, Yao Yao, Yin Weijiang, Guan Xiubing, Xu Tengfei and Wang Tiantian*(7)
- Effect of Rare Earth Element Ce on High Strength Steel Plate Q620E for Large Mining Vehicle
..... *Lu Xiaoyu, Yuan Xiaoming, Huang Li and Wang Shaobing*(10)
- Research and Development of Extra – heavy Q345R(R – HIC) Steel Plate
..... *Wu Lisong, Li Yangbing and Huo Yuanyuan*(14)

• Production Practice •

- Study on 120 t BOF Steelmaking Process for Thermal State Slag Recycling
..... *Luan Wenlin, Liu Zhiyuan, Wang Chongjun, Yao Jingwen, Guo Wenbin, Liu Tao, Zhang Junhai and Zhang Yunpeng*(18)
- Technical Analysis of Increasing Output Capacity and Decreasing Fuel Consumption of the Reheating Furnace in Laigang Heavy Plate Production Line
..... *Wang Xinlong*(23)
- The Influence of Electrode Coupling Looseness on LF Refining Process and Optimization Measures
..... *Wang Chongjun, Liu Zhiyuan, Yao Jingwen, Guo Wenbin, Wang Wuxian, Luan Wenlin, Song Wenqiang and Wang Fei*(27)

• Technical Discussion •

- Effect of Simulated Post Weld Heat Treatment on Q690E Steel Plate for Pressure Vessels
..... *Wang Fei, Xiao Chunjiang, Liu Yanqiang, Yao Yuanfang and Li Zheng*(31)
- Study on the Wear Resistance of 400HBW Grade Commercial Low Alloy Wear – resistant Steel
..... *Sun Yu, Lin Jianghai and Jiang Shaoning*(34)
- Research and Development of NM500 Grade High Strength Low Alloy Wear – resistant Steel
..... *Li Hang, Yin Shaojiang, Zi Wensheng, Qin Kun, Zhang Xue, Hao Xin and Li Kebin*(39)
- The Application and Optimization Practice of Prediction Model for Molten Steel Temperature in Masteels 120 t Ladle Furnace
..... *Sun Tao, Sun Bo and Wang Yong*(43)

Competent Unit: Wuyang Iron and Steel Co. Ltd.

Sponsored by: Wuyang Iron and Steel Co. Ltd.

Edited and Published by: Editorial Office of WIDE AND HEAVY PLATE

Address: Wugang City, Henan. **Post Code:** 462500

· 试验研究 ·

TiC 粒子尺寸对增强马氏体耐磨钢磨损性能的影响

杨建华

(湖南华菱湘潭钢铁有限公司)

摘要 采用不同凝固速率获得相同成分的铸坯,按不同压缩比将铸坯热轧,经过热处理后,获得成分相同、硬度在450HV左右、TiC粒子尺寸在1.88~3.20 μm之间的TiC粒子增强马氏体耐磨钢。对比研究TiC粒子增强马氏体耐磨钢在不同载荷往复滑动磨损条件下的磨损行为,结果表明:随着磨损载荷的增加,最佳耐磨性TiC粒子尺寸从1.88 μm增加至2.60 μm,其磨损机理为磨料磨损、氧化磨损和分层剥落。

关键词 TiC粒子增强 马氏体耐磨钢 往复滑动磨损

Effect of TiC Particle Size on Wear Properties Reinforcement of Martensitic Wear – resistant Steel

Yang Jianhua

(Hunan Valin Xiangtan Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract The slabs with same composition are produced at different solidification rates, and the slabs are hot – rolled according to different compression ratios. After heat treatment, TiC particle reinforced martensitic wear – resistant steel with the same composition, hardness of 450HV and the TiC particle size of 1.88 ~ 3.20 μm is produced. The reciprocating sliding wear behavior of TiC particle reinforced martensitic wear – resistant steel at different loads is studied. The results show that with the increase of the wearing load, the optimum wear resistance corresponding TiC particle size increases from 1.88 μm to 2.60 μm, of which the wear mechanism is abrasive wear, oxidation wear and delamination spalling.

Keywords TiC particle reinforcement, Martensitic wear – resistant steel, Reciprocating sliding wear

0 前言

低合金马氏体耐磨钢作为常用的耐磨钢,具有良好的综合力学性能,已经得到广泛应用。随着硬度的增大,低合金马氏体耐磨钢在耐磨性增加的同时,加工难度也加大^[1]。通过增加C元素或者合金元素的方式提高硬度会使碳当量增加,焊接性能下降。为了在不增大硬度的前提下提高耐磨性能,在耐磨钢中添加硬质粒子是一种有效的策略。TiC粒子由于其独特的优点,是常用的增强相之一^[2,3]。在钢铁材料中添加TiC粒子的常见方式有三种:液态反应生成、固态反应生成和激光熔覆^[4-6]。

TiC粒子的尺寸和体积分数会影响耐磨钢的

耐磨性^[7]。改变浇铸温度、凝固速率和热轧压缩比可以调控TiC粒子尺寸^[8,9]。通过改变合金成分也可以实现粒子尺寸的调控,但是会影响TiC粒子的体积分数或者基体硬度。将成分相同、厚度不同铸坯按不同压缩比热轧后进行研究,可以排除成分及硬度的改变对耐磨性能的影响,但是相关的研究较少。

通过控制凝固速率和热轧压缩比,获得5种不同TiC粒子尺寸、硬度相近的实验钢。通过往复滑动磨损实验评价其滑动耐磨性,研究TiC粒子尺寸对耐磨性能的影响,并探讨了不同载荷条件下的磨损机理。

1 材料及实验方法

TiC粒子增强低合金马氏体耐磨钢设计成分0.3% C、0.5% Mn、0.6% Ti、0.3% Mo、0.25% Si、

0.001 5% B、剩余 Fe 和一些不可避免的残余元素,在 1 650℃ 的真空感应熔炼炉中冶炼,并浇铸成 30 mm、60 mm、90 mm 不同厚度的铸坯。铸坯的凝固速率随厚度增加依次降低,3 种不同厚度铸坯的平均冷却速率在 160 ~ 400 °C/min 之间变化。为了研究压缩比对 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢性能的影响,设计实验钢板热轧参数如表 1 所示。将经过热轧的钢板在箱式电阻炉中加热到 900 °C 进行奥氏体化,随后进行水淬处理,再加热到 200 °C 进行回火处理。

表 1 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的热轧参数

钢板编号	初轧温度/ °C	铸坯厚度/ mm	终轧厚度/ mm	压缩比
1#	1 200	30	6	5.0
2#	1 200	60	12	5.0
3#	1 200	90	18	5.0
4#	1 200	90	12	7.5
5#	1 200	90	30	3.0

从热处理后的实验板材上切取金相试样。将

试样经过机械研磨和抛光,使用未经腐蚀样品来观察 TiC 粒子形貌,对经过 4% 浓度硝酸酒精溶液腐蚀的样品,在型号为 Zeiss Ultra - 55 的扫描电子显微镜 (SEM) 下观察微观组织,工作电压为 15 kV。使用 KB3000BVRZ - SA 硬度计在 30 kg 载荷下测量热处理后实验钢的维氏宏观硬度,并确定 10 次测量的平均值。通过美国 Rtec Instruments 公司 MFT 5000 型摩擦磨损试验机在室温下进行 1 h 的球 - 盘接触模式往复滑动磨损实验,评估 TiC 粒子尺寸对滑动耐磨性的影响。实验参数:磨痕长度 2.5 mm,往复频率 1 Hz,作用在试样上的载荷分别为 30 N、40 N 和 50 N,小球为 WC 陶瓷,尺寸 Φ 4 mm,硬度约 1 300HV。在实验过程中磨损设备实时记录摩擦系数 (COF),使用三维表面轮廓仪测量磨痕的轮廓和体积。通过扫描电子显微镜 (SEM) 观察试样的磨痕形貌,分析其磨损机理。

2 实验结果与讨论

经过热轧和热处理,得到 5 种不同粒子尺寸的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢,粒子的形貌和分布如图 1 所示。

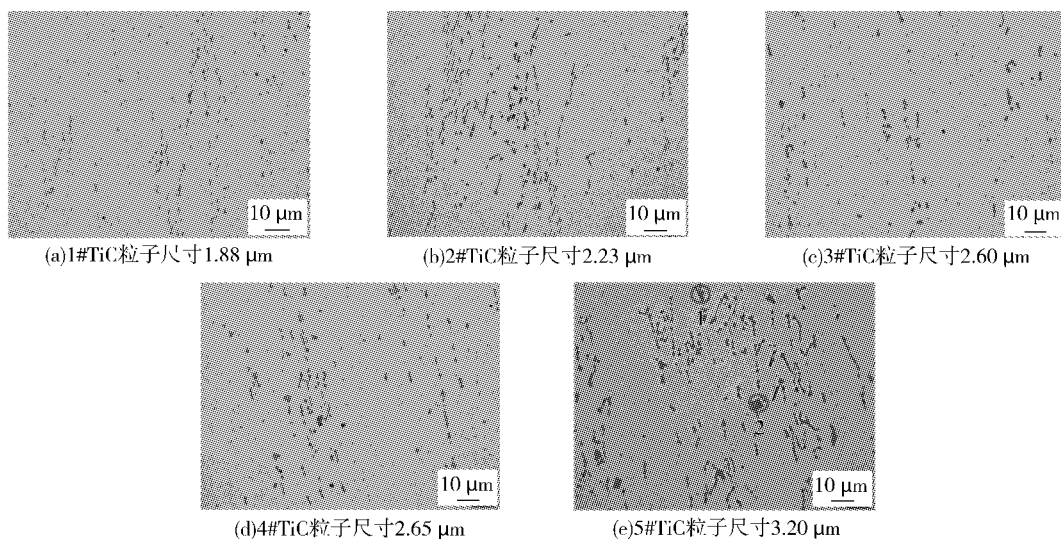


图 1 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢中粒子形貌和分布

由图 1 可知,TiC 粒子主要呈现柱状、多边形、粒状和正方形,能谱分析表明微米级粒子主要是含有 Ti 和 C 元素的 TiC 粒子,还有少量含有 Ti 和 N 元素的 TiN 粒子,TiN 粒子主要呈现正方形,如图 1(e) 中的数字 2 位置所示,能谱分析结果如表 2 所示。

表 2 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢中粒子的能谱分析结果 (质量分数) %

图 1(e) 中位置	C	Ti	N	Fe
1	31.40	64.49	0	4.11
2	2.48	45.19	42.56	9.77

通过 Image-Pro Plus (IPP) 图像分析软件进行粒子尺寸测量, 每种钢测量 10 张 SEM 照片, 共计约 3 000 个粒子, 5 种 TiC 增强马氏体耐磨钢中粒子的尺寸分别为 1.88 μm (1#)、2.23 μm (2#)、2.60 μm (4#)、2.65 μm (3#) 和 3.20 μm (5#)。

铸坯厚度、压缩比和 TiC 粒子尺寸之间的关系在文献 [10] 中进行了详细阐述。铸坯厚度的改变直接影响凝固速率, 铸坯越厚, 凝固速率越慢, 铸坯凝固所需时间越长。TiC 粒子是在铸坯凝固过程中析出的, 凝固时间越长, 其尺寸越大, 铸坯 TiC 粒子尺寸具有遗传性, 在轧制压缩比相同时, 铸坯中 TiC 粒子尺寸越大, 轧制后 TiC 粒子

尺寸也越大。轧制过程中粒子会发生碎化, 随着轧制压缩比的增加, 粒子尺寸逐渐减小^[11]。

TiC 粒子增强马氏体耐磨钢显微组织见图 2。基体为板条马氏体, 在板条马氏体基体上分布着大量微米级的 TiC 粒子。铸坯凝固速率越小, 晶粒尺寸越大, 轧制后的晶粒尺寸也越大; 增大轧制压缩比可以起到细化晶粒的作用。因此, 晶粒尺寸的变化规律与粒子尺寸的变化规律一致, 晶粒尺寸增大会使硬度略微增加。根据图 2 的马氏体形貌可以发现, 具有小尺寸 TiC 粒子的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢原始奥氏体晶粒尺寸较小, 小的原始奥氏体晶粒可以起到细晶强化的作用。

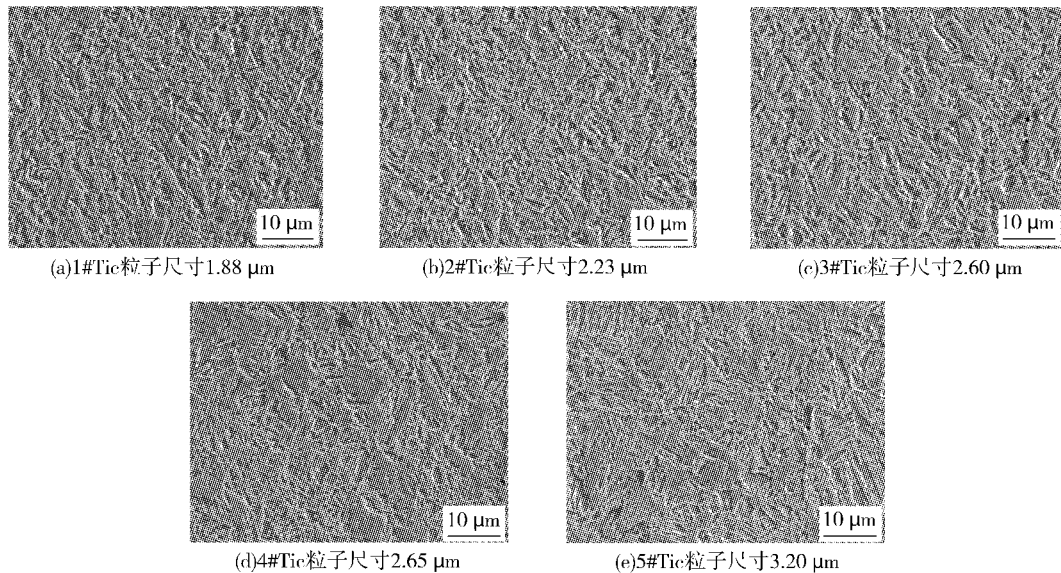


图 2 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的微观组织

5 种 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的维氏硬度相近, 随着晶粒尺寸和 TiC 粒子尺寸的增加, TiC 粒子尺寸为 1.88、2.23、2.60、2.65 和 3.20 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的维氏硬度分别为 464、462、456、449 和 438HV。通过控制凝固速率和热轧压缩比, 获得 5 种成分相同、硬度相近的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢。对这 5 种实验钢进行耐磨性能测试, 可以排除成分对耐磨性能的影响, 同时降低硬度对耐磨性的影响, 突出 TiC 粒子尺寸对耐磨性能的影响。

不同载荷下滑动磨损实验的摩擦系数如图 3 所示。所有摩擦系数曲线变化表现出相似的趋势, 即在滑动磨损的初始阶段, 摩擦系数上升到最大值并迅速下降, 然后呈现缓慢上升的趋势。一般认为, 摩擦系数的变化分为 3 个阶段^[12]: 摩擦

系数在初始阶段上升到最大值并迅速下降, 为磨合期; 然后摩擦系数保持在某一值, 为稳定磨损阶段; 最终, 摩擦系数上升, 为严重磨损阶段。TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的稳定磨损阶段不明显, 严重磨损阶段的摩擦系数表现出不同的趋势, 具有大尺寸 TiC 粒子的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢严重磨损阶段摩擦系数比较平滑, 而其余 4 种 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢严重磨损阶段的摩擦系数波动幅度较大。滑动磨损过程中磨损机制和接触区域粗糙度的变化会对摩擦系数产生影响。在相同的外加载荷下, 所有 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的摩擦系数相似。不同载荷磨损时, TiC 粒子尺寸为 3.20 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢摩擦系数非常接近, 其他粒子尺寸的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢摩擦系数变化较大。30 N 和

40 N 载荷下的摩擦系数在严重磨损阶段上升明显,而 50 N 载荷下的摩擦系数则上升较慢。

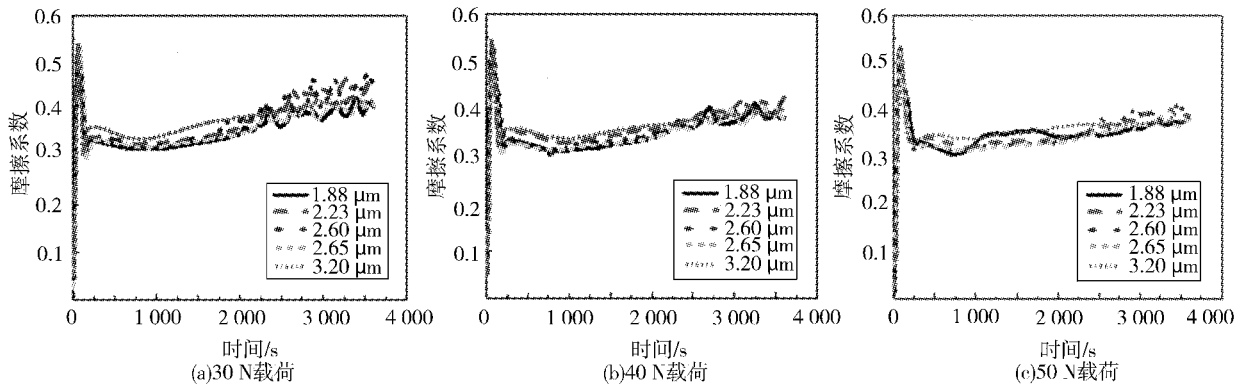


图 3 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢磨损过程中的摩擦系数

图 4 显示了 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢在不同载荷下的磨损体积。当外加载荷为 30 N 时,磨损体积随着 TiC 粒子尺寸的增大而增加,粒子尺寸为 1.88 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢具有最佳耐磨性;当外加载荷为 40 N 时,磨损体积随着 TiC 粒子尺寸的增大先减小后增加,粒子尺寸为 2.23 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢具有最佳耐磨性;当外加载荷为 50 N 时,磨损体积随着 TiC 粒子尺寸的增大先减小后增加,粒子尺寸为 2.60 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢具有最佳耐磨性。随着磨损载荷的增加,最佳耐磨性的粒子尺寸从 1.88 μm 增加至 2.60 μm。耐磨钢的耐磨性并不是材料固有属性,针对不同的使用工况需要不同的组织类型。同样,对于 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢而言,不同工况的最佳粒子尺寸也存在变化,因此通过不同载荷的磨损实验可以为 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的使用提供更加可靠的理论指导。

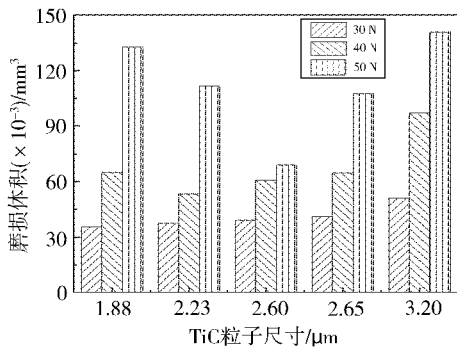


图 4 不同载荷时 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的磨损体积

通过扫描电子显微镜获得的不同外加载荷下 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的宏观和局部磨损形

貌如图 5 所示。根据磨损形貌可以观察到, TiC 粒子尺寸为 3.20 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢磨痕宽度明显比其余 4 种实验钢磨痕宽度大,说明其耐磨性最差。TiC 粒子增强马氏体耐磨钢磨损形貌由沟槽、分层、磨屑、裂纹和剥落坑组成。不同实验钢之间的磨损形貌存在一定差异,例如粒子尺寸为 1.88 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢磨损形貌中主要为沟槽、分层和裂纹,而粒子尺寸为 2.23 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢磨损形貌中存在较多剥落坑和细小磨屑。

分层剥落形成的大块磨屑在往复磨损作用下会破碎成细小磨屑,磨屑发生氧化并被压实形成新的氧化层,氧化层在往复磨损作用下又会发生分层剥落^[13,14]。在稳定磨损期间,氧化层的形成和分层剥落交替发生,这是磨损形貌存在区别的原因之一。此外根据图 5(d)和图 5(e)中的磨损形貌可知,在载荷为 30 N 时,尺寸为 2.23 μm 和 2.60 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢磨损形貌中存在较多剥落坑,粗糙度较大。一般认为摩擦系数和粗糙度有关,粗糙度越大摩擦系数波动越大,因此其摩擦系数波动较大,如图 3(a)所示。

通过扫描电镜的能谱分析可知磨损形貌中不同磨损特征的元素组成,如图 5 中点标识处所示,详见表 3。在磨损表面和磨屑中可以检测到 O 和 W 元素,表明发生了氧化磨损和粘着磨损,WC 球中的 W 元素在磨损过程中发生向磨损表面的转移。在剥落坑中未检测到 O 和 W 元素,说明剥落坑为裸露出的新鲜基体,并未发生氧化。在位置 4 的磨屑中检测到 Ti 元素的存在,说明出现 TiC 粒子的剥落,粒子剥落后作为磨料分布在对磨球和耐磨钢中间形成三体磨料磨损。高硬度的粒子

作为磨料容易形成磨损沟槽, 损伤实验钢材, 此时的粒子会对耐磨性提升具有损害作用, 因此提高

粒子与基体的界面结合力可以提高粒子增强马氏体耐磨钢的耐磨性。

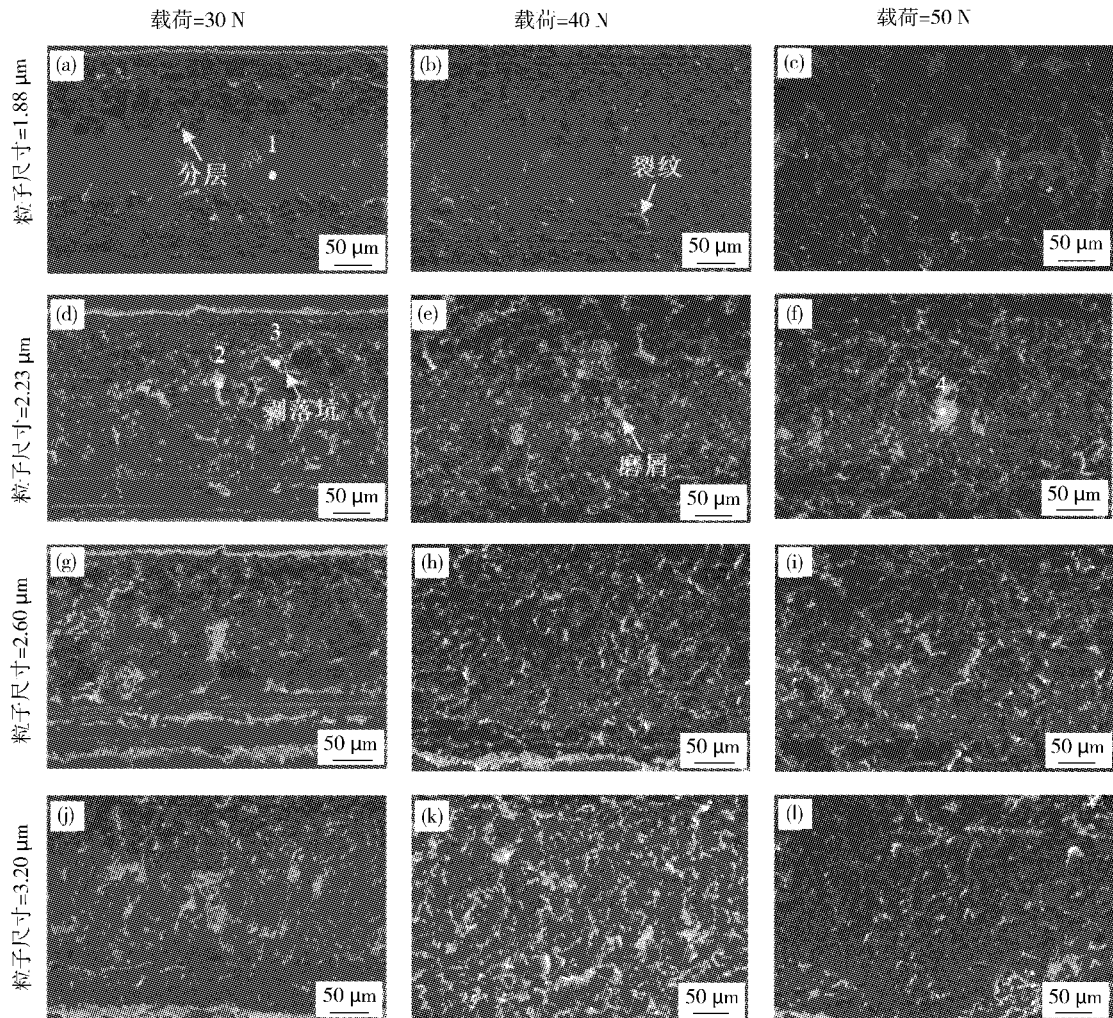


图 5 不同载荷时 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的磨损形貌

表 3 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢磨损形貌中的能谱分析结果(质量分数) %

图 5 中位置	C	O	Fe	W	Ti
1	0	26.28	67.40	6.32	0
2	0	31.37	61.52	7.11	0
3	5.96	0	88.63	0	5.41
4	0	37.53	53.75	8.32	0.40

TiC 粒子增强马氏体耐磨钢在干砂橡胶轮磨料磨损实验中也存在最佳粒子尺寸的现象。当 TiC 粒子尺寸较小时, 粒子对磨料的阻碍作用较小, 见图 6(a), 粒子容易与基体一起被去除; 当粒子尺寸较大时, 粒子容易发生破碎, 对耐磨性的增强作用较小, 见图 6(d)。而在滑动摩擦磨损中,

破碎剥落的粒子会作为磨损的磨料, 加速磨损过程, 使耐磨性能大大降低, 这也是尺寸为 3.20 μm 的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢耐磨性最差的主要原因之一。当粒子尺寸适中时粒子不易发生破裂, 同时也能较好地保护基体, 裸露的粒子可以有效地保护粒子下方的基体, 见图 6(b), 同时, 粒子还可以阻断犁沟, 如图 6(c) 所示, 粒子前后的犁沟深度不同。此外, 最佳粒子尺寸与外加载荷有关, 载荷越大, 最佳粒子尺寸也越大, 当载荷较小时, 磨料压入基体的深度较小, 小尺寸粒子可以起到有效阻碍磨料滑动产生沟槽的作用; 当载荷增加后, 磨料压入基体的深度增加, 小尺寸粒子无法起到有效阻碍磨料滑动产生沟槽的作用, 只有大尺寸粒子才可以起到提高耐磨性能的作用。

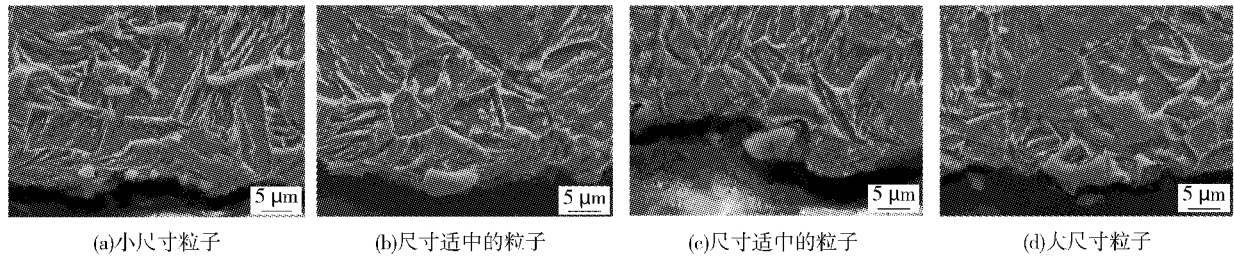


图 6 磨损截面的粒子形貌

3 结论

通过控制凝固速率和轧制压缩比获得 5 种 TiC 粒子尺寸在 1.88 ~ 3.20 μm 之间变化,且成分相同、硬度相近的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢,通过滑动摩擦磨损实验研究了载荷及粒子尺寸对磨损性能的影响。

(1) 加大铸坯厚度会导致凝固速率下降, TiC 粒子和晶粒尺寸增加;提高轧制压缩比可以细化 TiC 粒子和晶粒尺寸。

(2) 30 N 和 40 N 载荷下的摩擦系数在严重磨损阶段上升明显,而 50 N 载荷下的摩擦系数上升较慢。

(3) 30 N 外加载荷时 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的磨痕截面轮廓相差较小,随着外加载荷的增加,轨迹深度增加,具有不同粒子尺寸的 TiC 粒子增强马氏体耐磨钢截面轮廓之间差异越来越明显。随着磨损载荷的增加,最佳耐磨性的粒子尺寸从 1.88 μm 增加至 2.60 μm。

(4) TiC 粒子增强马氏体耐磨钢的主要磨损形貌为沟槽、剥层、碎屑、裂纹和剥落坑,主要磨损机制为磨料磨损、氧化磨损和磨粒磨损。

(5) 摩擦的大小和波动主要受磨损表面粗糙度影响,磨损形貌中剥落坑越多,其粗糙度增大,导致其摩擦系数波动较大。

参考文献

- 李文斌,费静,曹忠孝,等.我国低合金高强度耐磨钢的生产现状及发展方向[J].机械工程材料,2012,36(2):6-10.
- Huang L, Deng X T, Jia Y, et al. Effects of using (Ti, Mo)C particles to reduce the three-body abrasive wear of a low alloy steel[J]. Wear, 2018, 410-411:119-126.
- Almangour B, Grzesiak D, Yang J M. In-situ formation of novel TiC-particle-reinforced 316L stainless steel bulk-form composites by selective laser melting[J]. Journal of Alloys and compounds, 2017, 706:409-418.
- Kan W H, Bhatia V, Dolman K, et al. A study on novel AISI 304

stainless steel matrix composites reinforced with (Nb_{0.75}, Ti_{0.25})C [J]. Wear, 2018, 398-399:220-226.

- Choi B J, Kim I Y, Lee Y Z, et al. Microstructure and friction/wear behavior of (TiB + TiC) particulate-reinforced titanium matrix composites[J]. Wear, 2014, 318(1-2):68-77.
- Binghong Li, Ying Liu, Jun Li, et al. Effect of sintering process on the microstructures and properties of in situ TiB₂-TiC reinforced steel matrix composites produced by spark plasma sintering[J]. J. Mater. Process. Technol., 2010, 210(1):91-95.
- Onuoha C C, Jin C X, Farhat Z N, et al. The effects of TiC grain size and steel binder content on the reciprocating wear behaviour of TiC-316L stainless steel cermets[J]. Wear, 2016, 350-351:116-129.
- Huang L, Deng X T, Wang Q, et al. Solidification and sliding wear behavior of low-alloy abrasion-resistant steel reinforced with TiC particles[J]. Wear, 2020, 458-459:203444.
- Li Y W, Wang Z J, Fu D G, et al. Fabrication of high borated austenitic stainless steel thick plates with enhanced ductility and toughness using a hot-roll-bonding method[J]. Mater. Sci. Eng.: A, 2021, 799:140212.
- Wang Q, Deng X T, Huang L, et al. Effect of (Ti, Mo)_xC particle size on wear performance of high titanium abrasion-resistant steel[J]. ISIJ Int., 2021, 61(3):985-992.
- 邓想涛,王昭东,黄龙,等.连铸坯内生超硬 TiC 超级耐磨钢的研究与应用[J].轧钢,2019,36(6):6-10.
- Du Y X, Chen H F, Yang G, et al. Effect of cobalt content on high-temperature tribological properties of TiC-Co coatings. Ceram. Int., 2018, 44(12):14186-14194.
- Huang L, Deng X T, Wang Q, et al. Solidification and sliding wear behavior of low-alloy abrasion-resistant steel reinforced with TiC particles[J]. Wear, 2020, 458-459:203444.
- Huang L, Deng X T, Wang Q, et al. Microstructure, mechanical properties and wear resistance of low alloy abrasion resistant martensitic steel reinforced with TiC particles[J]. ISIJ Int., 2020, 60(11), 2586-2595.

杨建华,男,1999年毕业于华东冶金学院钢铁冶金专业,工程师。

收稿日期:2022-06-27

低温容器用 13MnNi6-3 钢板奥氏体静态连续冷却转变曲线的测定

高亚磊¹ 姚尧² 尹卫江¹ 管秀兵¹ 徐腾飞¹ 王甜甜¹

(1 河钢集团舞钢公司; 2 冶金工业教育资源开发中心)

摘要 利用膨胀仪测定低温容器用 13MnNi6-3 钢板的临界点及连续冷却转变曲线, 并研究冷却速度对试验钢板显微组织及硬度的影响。结果表明: 当冷却速度为 0.2~1 °C/s 时, 试验钢板的转变组织为铁素体和珠光体; 当冷却速度为 2~5 °C/s 时, 试验钢板得到铁素体、珠光体以及少量粒状贝氏体的混合组织; 当冷却速度为 10~75 °C/s 时, 试验钢板的相变组织为粒状贝氏体和少量铁素体。

关键词 13MnNi6-3 钢板 组织 奥氏体 连续冷却转变曲线

Determinating the Static Austenite Continuous Cooling Transformation Curve of 13MnNi6-3 Steel Plate for Low Temperature Vessel

Gao Yalei¹, Yao Yao², Yin Weijiang¹, Guan Xiubing¹, Xu Tengfei¹ and Wang Tiantian¹

(1 HBIS Group Wusteel Company; 2 Metallurgical Industry Education Resource Development Center)

Abstract The critical point and continuous cooling transformation curve of 13MnNi6-3 steel plate for low temperature vessel are measured by dilatometer, and the effect of cooling rate on the microstructure and microhardness of the test steel plate are studied. The results show that when the cooling rate is 0.2~1 °C/s, the transformation structure of the test steel plate is ferrite and pearlite. When the cooling rate is 2~5 °C/s, the test steel plate can get a mixture of ferrite, pearlite and a small amount of granular bainite. When the cooling rate is 10~75 °C/s, the phase change structure of the test steel plate is granular bainite and a small amount of ferrite structure.

Keywords 13MnNi6-3 steel plate, Microstructure, Austenite, Continuous cooling transformation curve

0 前言

13MnNi6-3 是欧洲通用的低温钢板, 同时也属于 0.5% 镍低温容器用钢, 被广泛用来制作丙烷、丙烯等液化石油气储罐, 通常在 -40 °C 以下的低温环境服役, 要求具有优良的低温韧性及良好的内部质量^[1]。近年来, 随着我国对低温钢材需求量的大幅增加, 低温条件下能源生产及存储设备制造行业的市场空间更加广阔, 迎来新的发展机遇, 低温压力容器用钢得到快速发展, 因此研制低温容器用钢具有现实意义^[2]。13MnNi6-3 钢的冷却转变曲线是制定其热处理工艺的重要参考依据, 为此测定并绘制该钢种的连续冷却转变曲线, 同时分析奥氏体在不同冷却速度下的组织

特点, 为工业化生产的热处理工艺制定提供理论依据。

1 试验材料及方法

试验材料取自舞钢生产的 13MnNi6-3 钢板, 其化学成分如表 1 所示。从钢板上取样并制成 $\Phi 4 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$ 尺寸的试样, 利用膨胀仪检测试验钢的临界点, 将试样以 5 °C/s 的加热速度加热至 1 000 °C, 保温 10 min 后将试样以 5 °C/s 的冷却速度冷至室温, 确定试验钢的临界点。试验钢静态 CCT 曲线的测定, 首先以 10 °C/s 的加热速度将试样加热至 930 °C, 保温 20 min 后以 0.2、0.5、1、2、5、10、15、20、25、30、50、75 °C/s 的冷却速度将试样冷至室温, 确定试验钢的相变温度, 再

绘制出试验钢的连续冷却转变曲线。利用显微镜分析奥氏体不同冷却速度转变后的显微组织,利

用维氏硬度计测试试验钢的维氏硬度。试验钢静态 CCT 曲线测试工艺示意图如图 1 所示。

表 1 试验钢板的化学成分(质量分数)

表 1 试验钢板的化学成分(质量分数)											%
C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Al	Mo	V	Nb
0.1	0.38	1.45	0.009	0.002	0.69	0.07	0.02	0.034	0.03	0.003	0.024

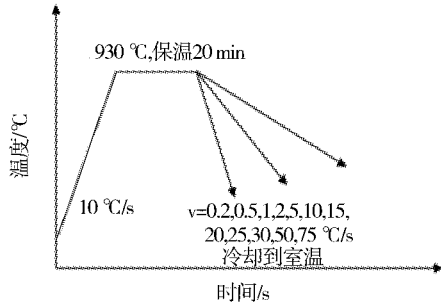


图 1 试验钢静态 CCT 曲线测试工艺

2 试验结果与分析

2.1 试验钢的临界点

利用膨胀仪测定出试验钢板的临界点,结果为 $A_{c1} = 686\text{ °C}$, $A_{c3} = 865\text{ °C}$ 。

2.2 试验钢板以不同冷却速度冷却后的显微组织及硬度检测

图 2 为试验钢板奥氏体化后在不同冷却速度下的光学显微组织。

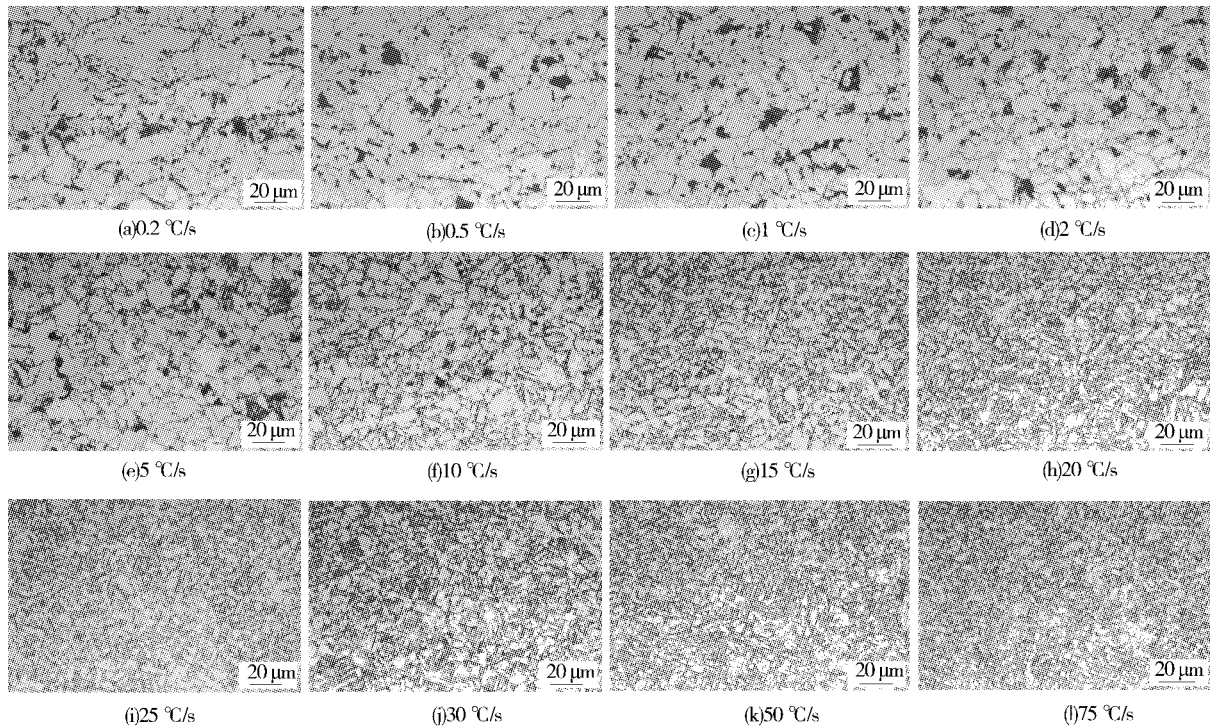


图 2 13MnNi6-3 钢板奥氏体化后不同冷却速度的转变组织

从图 2 可以看出,试验钢在 0.2 ~ 1 °C/s 冷却速度范围内得到铁素体和珠光体组织,且随着冷却速度的增加,珠光体含量逐渐增多,铁素体晶粒尺寸细化但含量逐渐减少,晶粒度 8.5 ~ 9.5 级;在 2 ~ 5 °C/s 冷却速度内冷却得到铁素体、珠光体和粒状贝氏体的混合组织,在该冷却速度范围内,铁素体晶粒数量减少及尺寸明显减小,粒状

贝氏体组织逐渐增多,晶粒度 9.5 ~ 10 级;冷却速度继续增加至 10 °C/s,得到铁素体和粒状贝氏体的混合组织,并且随着冷却速度的增加,贝氏体的含量逐渐增多,铁素体的含量逐渐减少,晶粒度 10.5 ~ 11 级。

13MnNi6-3 钢板试样以不同冷却速度冷却后得到不同的显微组织,进而对应不同的维氏硬

度。随着试样冷却速度的升高,试验钢板所获得的显微组织与对应维氏硬度值如表2所示。

表2 试验钢板不同冷却速度的显微组织与维氏硬度

冷却速度/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	显微组织	晶粒度/ 级	平均硬度 (HV5)
0.2	F+P	8.5	146
0.5	F+P	8.5	164
1	F+P	9.0	178
2	F+P+B _少	9.5	187
5	F+B+P _少	10.0	199
10	B+F	10.5	210
15	B+F	11.0	216
20	B+F _少		234
30	B+F _少		238
50	B+F _少		244
75	B+F _少		247

从表2可以看出,在0.2~1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的冷却速

度范围内,冷却后试样得到铁素体和珠光体组织,硬度比较低,随着冷却速度的增加,珠光体含量逐渐增多,试样的硬度逐渐增大;在2~5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却速度,粒状贝氏体开始生成并逐渐增多,试样的硬度也逐渐增大;在10~15 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 冷却速度,得到铁素体和粒状贝氏体的混合组织,硬度进一步增大;冷却速度增至20 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢得到贝氏体和少量铁素体的混合组织,试样的硬度继续增大。因此,试验钢以不同冷却速度冷却时,随着冷却速度的增加,试样的维氏硬度呈现逐渐上升趋势。

2.3 临界点确定及转变类型的鉴别

随着试验钢冷却速度的不断增加,铁素体含量明显下降。当冷却速度增加至5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢得到铁素体、珠光体以及少量粒状贝氏体的混合组织;当试验钢冷速增加至10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢得到铁素体和粒状贝氏体的混合组织,见表3。

表3 转变类型及临界点

冷却速度/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	A-F转变温度/ $^{\circ}\text{C}$		A-P转变温度/ $^{\circ}\text{C}$		A-B转变温度/ $^{\circ}\text{C}$	
	开始温度	结束温度	开始温度	结束温度	开始温度	结束温度
0.2	760	721	721	650		
0.5	751	715	715	632		
1	744	709	709	605		
2	729	695	695			562
5	710	675	675			521
10	690				632	489
15	681				618	472
20	669				615	468
30	662				612	465
50	651				569	468
75	633				565	463

2.4 静态 CCT 曲线的绘制

图3为13MnNi6-3钢板的奥氏体静态连续冷却转变曲线。

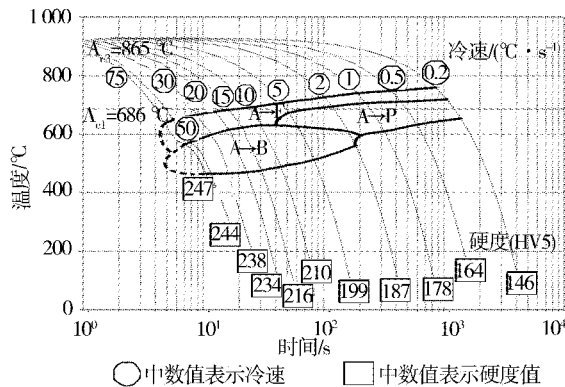


图3 试验钢的连续冷却转变曲线

结合显微组织与不同冷却速度下的连续转变情况,最终绘制出图3。由图3可知,在冷却速度为0.2~1 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢转变组织为铁素体和珠光体;在冷却速度为2~5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢得到铁素体、珠光体以及少量粒状贝氏体的混合组织。当冷却速度继续增加至10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,试验钢得到铁素体和粒状贝氏体的混合组织。

2.5 分析与讨论

13MnNi6-3钢属于Ni系列低温钢,长期在低温环境下服役,因此要求该钢具有良好的低温韧性及内部质量^[3]。从CCT曲线可以看出,试验钢在低冷却速度下得到铁素体与珠光体组织,回火后所得钢板强度较低。粒状贝氏体形成于贝氏体转变区的高温范围,是由块状(下转第22页)

稀土元素 Ce 对大型矿用車高强钢板 Q620E 的影响研究

卢晓禹^{1,2} 袁晓鸣¹ 黄利¹ 王少炳¹

(1 内蒙古包钢钢联股份有限公司技术中心; 2 内蒙古自治区稀土钢产品研发企业重点实验室)

摘要 采用中试试验平台完成不同稀土含量大型矿用車高强钢 Q620E 的研究, 利用蔡司光学显微镜、扫描电镜对组织、夹杂物、冲击断口进行检测, 分析不同稀土含量对力学性能的影响。研究表明: 适当的稀土含量通过细化晶粒、降低夹杂物尺寸和增大韧窝断口尺寸等作用, 可使 Q620E 钢的强度增加 30 MPa 以上, 低温冲击功提高 30 J 以上, 既降低了合金成本, 又保证了强度和韧性。

关键词 稀土 高强钢 Q620E 显微组织 夹杂物

Effect of Rare Earth Element Ce on High Strength Steel Plate Q620E for Large Mining Vehicle

Lu Xiaoyu^{1,2}, Yuan Xiaoming¹, Huang Li¹ and Wang Shaobing¹

(1 Technical Center of Inner Mongolia Baogang United Steel Co., Ltd. ;

2 Key Laboratory of Rare Earth Steel Products R&D Enterprise of Inner Mongolia)

Abstract The effects of rare earth element with different contents on the mechanical properties of high strength steel Q620E for large mining vehicle are studied by means of the pilot plant testing platform, the tests are carried out on the microstructure, inclusions, impact fracture in order to analyze the effects of different rare earth element content by means of Zeiss optical microscope and scanning electron microscope. The results show that the strength of Q620E steel is increased by more than 30 MPa and the low temperature impact absorbed energy value is increased by more than 30 J under the joint action of grain refining, inclusion size reducing and dimple fracture dimension increasing with appropriate rare earth element content, which not only reduces the alloy cost, but also guarantees the strength and toughness.

Keywords Rare earth, High strength steel, Q620E, Microstructure, Inclusions

0 前言

矿用汽车工作环境复杂, 对使用的高强钢性能要求苛刻, 需要具备良好的强塑性、低温冲击韧性、疲劳性能和焊接性能, 屈服强度级别主要是 620 MPa 级。张凤鸣等^[1]研究了稀土对低合金高强度结构钢 Q345E 疲劳性能的影响, 添加稀土后钢板疲劳性能明显改善。赵阳阳等^[2]研究了稀土对冷轧退火 TWIP 钢显微组织和力学性能的影响, 得出加入稀土后, TWIP 钢强度和延伸率得到提高, 组织中存在更多、分布更均匀的退火孪晶。陆斌等^[3]研究了铈对工程机械用 700 MPa 级高强钢焊接性能的影响, 在相同焊接热输入下, 含 Ce 高强钢热影响区晶粒尺寸更小, 组织更加细小, 从而提高了钢的焊接性能的结论。

目前, 矿用車高强钢 Q620E 的强度和韧性主要通过多元素微合金化 + 调质工艺保证, 由于合金含量高、工艺流程长, 产品生产成本较高。本文着重研究稀土元素 Ce 对 Q620E 钢组织、夹杂物及力学性能的影响, 全面分析稀土作用, 利用稀土替代部分合金元素, 降低合金成本, 保证钢板的强度和低温冲击韧性, 同时确定稀土 Q620E 钢工艺流程, 开发出稀土特色的高强钢产品。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料及性能要求

实验材料为 Q620E 钢, 采用微合金化成分设计, 低 C 保证产品具有较好的焊接性能, Mn、Cr、Mo、B 提高淬透性, Ni 提高塑韧性, Nb 起到固溶强化和细晶强化作用, Ti 起到析出强化作用, V 增

加回火稳定性。实验材料 Q620E 钢的主要化学成分如表 1 所示。

表 1 实验用钢 Q620E 的化学成分(质量分数)

									%
C	Si	Mn	P	S	Alt	Ni、Cr、Mo	Nb、V、Ti	B	Ce
0.05~0.07	0.15~0.25	1.40~1.50	≤0.015	<0.005	≥0.025	0.42~0.60	0.055~0.085	≤0.010	0~0.01

1.2 研究方案

在实验室利用 100 kg 真空冶炼炉冶炼 4 炉不同稀土含量的实验钢,将未添加稀土元素 Ce、稀土元素 Ce 含量分别为 0.001 2%、0.003 3% 和 0.009 2% 的 4 炉钢分别编号为 1#、2#、3#、4#。采

用 $\varphi 750 \times 550$ mm 两辊轧机进行热轧,然后淬火和回火。具体工艺参数如表 2 所示。钢板取样进行拉伸和冲击实验,制取金相试样并打磨、抛光,利用蔡司光学显微镜和扫描电镜分析金相组织、夹杂物,利用扫描电镜分析冲击断口。

表 2 Q620E 钢板加热、轧制及热处理工艺参数

加热温度/ ℃	保温时间/ min	精轧开轧 温度/℃	终冷温度/ ℃	淬火温度/ ℃	淬火保温 时间/min	回火温度/ ℃	回火保温 时间/min
1 200~1 240	240~320	920±20	680±20	910±10	15~20	660±10	30~40

2 实验结果与分析

2.1 不同稀土元素 Ce 含量对 Q620E 钢板金相组织的影响

在实验室进行 910 ℃ 淬火 + 660 ℃ 回火后,取样进行金相组织观察,如图 1 所示。调质处理后钢板组织均为回火索氏体。随着稀土元素 Ce

含量的增加,实验钢晶粒组织变细,表明稀土有细化晶粒的作用。稀土化合物微小的固态质点提供了异质晶核,或在结晶界面上偏聚,阻碍晶胞长大,为晶粒细化创造了较好的热力学条件,因此,稀土可以细化钢的凝固组织,进而细化热处理后的组织^[4,5]。

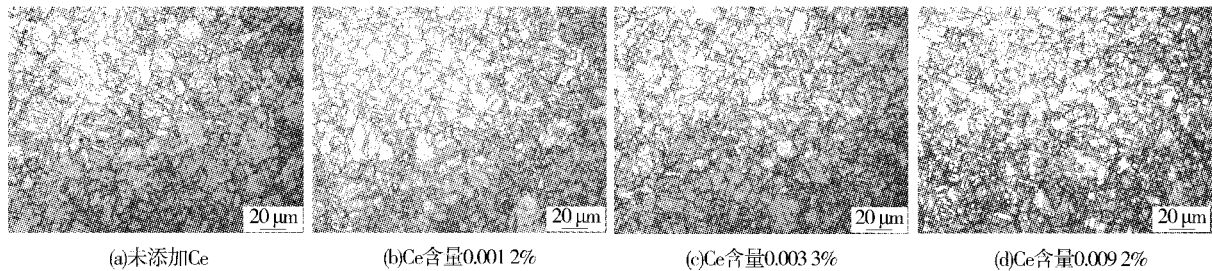


图 1 稀土元素 Ce 含量不同的 Q620E 钢调质态金相组织

2.2 不同稀土元素 Ce 含量对 Q620E 钢板力学性能的影响

采用预定的轧制工艺,将 1~4#实验钢轧制

成 20 mm 厚度的钢板,按照设计要求完成热处理。取样进行拉伸和冲击实验,检测结果如表 3 所示。

表 3 20 mm 厚度 Q620E 钢板力学性能

项目	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A /%	冲击温度/℃	KV_2 /J
标准要求	≥620	700~890	≥15.0		≥34
1#实验钢	671	727	17.0	-60	132,141,120
2#实验钢	720	756	18.5	-60	182,179,191
3#实验钢	743	772	18.0	-60	202,198,212
4#实验钢	705	754	17.0	-60	201,84,208

从表 3 可以看出,实验钢力学性能均符合标准要求。将表 3 用图 2 表示,可以看出,随着稀土元素 Ce 含量的增加,实验钢强度提高 30 MPa 以上,低温冲击功提高 30 J 以上。加入稀土后组织晶粒细化,使实验钢的强度和韧性大幅提高。当

稀土元素 Ce 含量达到 0.009 2% 时,强度有所降低,冲击功出现低值,可能原因是出现了较大夹杂物,严重破坏钢基体连续性,在静载荷或动载荷的情况下,夹杂物处会成为裂纹的起点,从而影响钢的塑性和韧性。

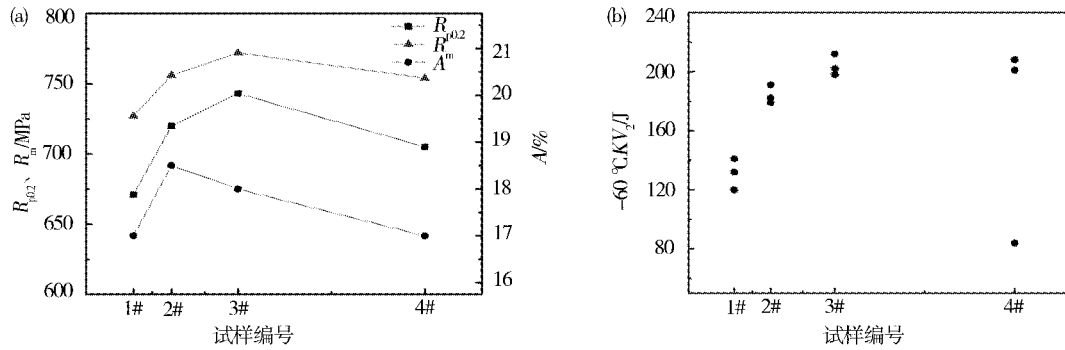


图 2 20 mm 厚度 Q620E 钢板的强度、延伸率和冲击功趋势

2.3 不同稀土元素 Ce 含量对 Q620E 钢板中夹杂物的影响

对实验钢夹杂物进行分析检测,夹杂物形貌

见图 3。实验钢中夹杂物主要为单颗粒球状氧化物(DS 类),在扫描电镜下的形貌和能谱分析如图 4 所示,加入稀土后主要为稀土复合夹杂物。

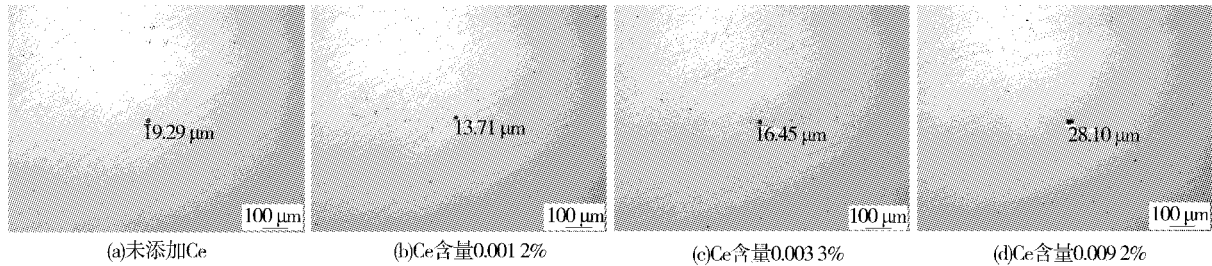


图 3 稀土元素 Ce 含量不同的 Q620E 钢板夹杂物形貌

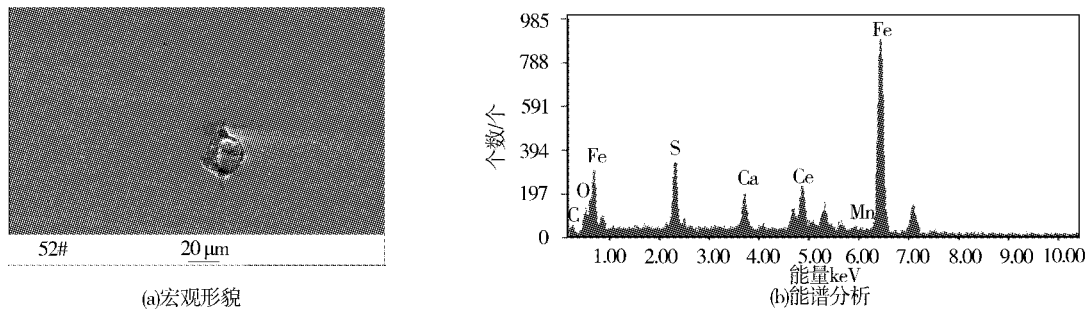


图 4 稀土夹杂物形貌及能谱分析

夹杂物级别及尺寸变化情况如表 4 所示。随着稀土元素 Ce 加入量增加到 0.003 3%,夹杂物尺寸减小,减幅分别为 28.9% 和 14.7%,当稀土元素 Ce 加入量增加到 0.009 2% 后,夹杂物尺寸增大,增幅为 32.1%。可见,稀土元素 Ce 含量过高时,稀土夹杂物会聚集长大。

表 4 稀土元素 Ce 含量不同的 Q620E 钢板夹杂物级别及尺寸变化情况

编号	夹杂物级别/级	夹杂物尺寸/ μm	差值/ μm	幅度/%
1#	1.0	19.29		
2#	0.5	13.71	5.58	-28.9
3#	0.5	16.45	2.84	-14.7
4#	1.5	28.40	9.11	47.2

稀土夹杂物以先析出熔点较高的硬质氧化物、硫化物作为形核质点,稀土的活性较大,会吸附在硬质核心表面,稀土原子通过不断地吸附、靠拢和融合,最终形成复合型的稀土氧硫化物。稀土含量越高,吸附的其他杂质元素越多,稀土复合夹杂物尺寸也越大。当稀土元素 Ce 的加入量在 0.001 2% ~ 0.003 3% 时,稀土可以适当改善氧、硫化物的长大、改变夹杂物的形貌,使长条状夹杂物球形化,从而减小夹杂物尺寸。当稀土元素 Ce 加入量到 0.009 2% 时,有可能形成更大的夹杂

物,从而导致钢板塑性和韧性降低。

2.4 不同稀土元素 Ce 含量对 Q620E 钢板冲击断口的影响

对稀土元素 Ce 含量不同的实验钢冲击断口形貌进行分析,如图 5 所示,均为韧窝型断口。随着稀土元素 Ce 加入量增加到 0.003 3%,韧窝直径有所增大,塑韧性提高,稀土元素 Ce 加入量增加到 0.009 2% 后,韧窝直径减小,这也是稀土元素 Ce 加入量为 0.009 2% 的实验钢冲击韧性存在低值表征。

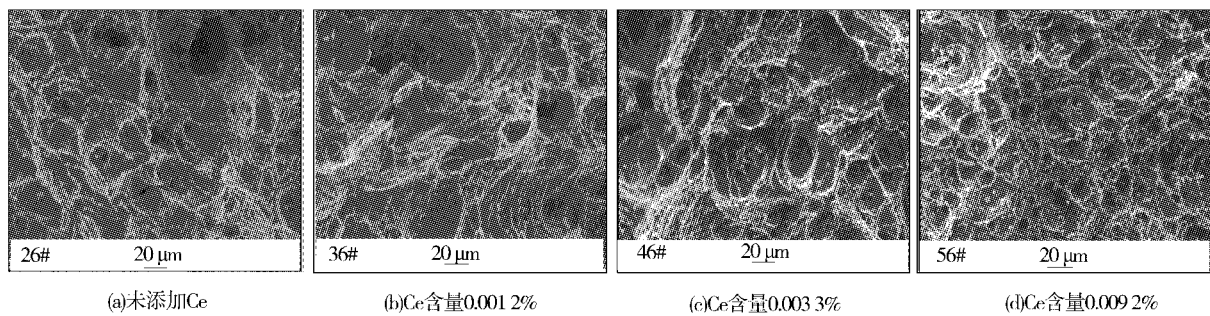


图 5 稀土元素 Ce 含量不同的 Q620E 钢板冲击断口形貌

3 优化实验

3.1 优化成分设计

优化设计时从成分中减除价格昂贵的 V、Nb 元素以及对低温冲击韧性不利、容易引起硼脆的 B 元素,钢板强度会显著下降,难以满足用户要

求,但是使用稀土元素 Ce 代替,通过稀土净化钢液、增加淬透性,进而起到细化晶粒的作用,增加钢板强度和韧性,尤其是低温冲击韧性,同时还可以降低合金成本。优化后 Q620E 钢板成分设计见表 5。

表 5 优化后 Q620E 钢板化学成分(质量分数)

C	Si	Mn	P	S	Alt	Ni、Cr、Mo	Ti	Ce
0.05 ~ 0.07	0.15 ~ 0.25	1.40 ~ 1.50	≤0.015	0.005	≥0.025	0.42 ~ 0.60	0.01 ~ 0.02	0.001 ~ 0.003

3.2 优化后组织及性能

成分优化后 Q620E 钢板的加热、热轧及热处理工艺参数按照表 2 执行。热处理组织见图 6。



图 6 优化后的 Q620E 钢板金相组织

由图 6 可知,金相组织为回火索氏体,晶粒细小均匀,晶粒中板条内外均有碳化物析出,且均匀

分布,对提升钢板强度和韧性均有利。成分优化后 Q620E 钢板的稀土元素 Ce 含量为 0.002 6%,力学性能见表 6,符合标准的要求,尤其是 -60 °C 冲击韧性在 120 J 以上,远高于标准要求,完全满足用户在低温环境下的使用需求。

表 6 优化后的 Q620E 钢板力学性能

项目	$R_{p0.2}$ / MPa	R_m / MPa	A / %	冲击温度/ °C	KV_2 / J
标准要求	≥620	700 ~ 890	≥15.0	-60	≥34
Ce 含量 0.002 6%	642	718	18.5	-60	145, 136, 124

(下转第 48 页)

超大厚度 Q345R (R - HIC) 钢板的研制开发

吴立松 李样兵 霍圆圆
(河钢集团舞钢公司)

摘要 根据压力容器项目用厚壁纯净钢技术要求,结合舞钢 4 200 mm + 4 300 mm 双机架宽厚板轧机和热处理生产线的装备特点,通过改进成分设计、优化轧制和热处理工艺,成功开发出厚度达 201 mm 的高技术要求、超大厚度 Q345R (R - HIC) 钢板。对所研制钢板进行力学、理化性能检验,结果表明:舞钢开发的 201 mm 厚 Q345R (R - HIC) 钢板金相组织为典型的铁素体 + 珠光体机械混合组织,具有良好的综合力学性能以及 HIC 和 SSCC 性能,非常适合用来制造加氢精制装置循环氢脱硫塔、冷高压分离器、循环氢压缩机入口分液罐及天然气脱硫等装置。

关键词 大厚度 钢板 组织 性能

Research and Development of Extra - heavy Q345R (R - HIC) Steel Plate

Wu Lisong, Li Yangbing and Huo Yuanyuan
(HBIS Group Wusteel Company)

Abstract Based on the technical requirements of thick wall clean steel for pressure vessel project as well as the equipment features of the 4 200 mm + 4 300 mm twin stand wide and heavy plate mill and heat treatment line in Wusteel, extra - heavy Q345R (R - HIC) steel plate with thickness up to 201 mm and high technical requirements are successfully developed by improving chemical composition design, optimizing rolling and heat treatment process. The mechanical, physical and chemical composition testing is carried on the as - developed steel plate. The results show that the microstructure of the 201 mm thickness Q345R (R - HIC) steel plate developed by Wusteel is of typical mechanical mixed structure including ferrite and pearlite with good comprehensive mechanical properties, HIC and SSCC properties, which is applicable for manufacturing various devices such as circulating hydrogen desulfurization towers of hydrogenation refining unit, cold high - pressure separator, inlet separation tanks of circulating hydrogen compressor and natural gas desulfurization unit.

Keywords Extra - heavy, Steel plate, Microstructure, Property

0 前言

超大厚度抗氢钢一般在 H_2S 含量 0.2% ~ 6%、温度 10 ~ 150 °C、压力小于 0.5 MPa 的腐蚀环境中工作。 H_2S 腐蚀环境是指低温时介质中含 H_2S 和水分并处于露点温度以下的环境, H_2S 腐蚀的形态为氢鼓泡、硫化物应力腐蚀开裂、氢致开裂及应力导向氢致开裂,同时还伴随有均匀腐蚀,长期服役条件十分恶劣。对于 Q345R (R - HIC) 钢而言,随着溶液 pH 值的降低,材料中渗入的原子氢越多,材料性能损伤越大^[1],需要抗氢钢具

有非常良好的抗 HIC 性能,同时也提高了对钢材纯净度、质量稳定性的要求^[2,3]。

近年来,随着石化设备的升级换代和产能提升,用户对高品质超大厚度 HIC 钢的需求不断增加。舞钢利用装备优势,针对 201 mm 厚壁纯净压力容器项目用钢 Q345R (R - HIC) 在 II 类湿 H_2S 严苛腐蚀环境的实际使用状况、长时间模拟焊后热处理后性能、性能均匀性等多种要求,通过成分设计、轧制和热处理工艺创新优化,确保钢板实物质量达到或部分超过国外同类钢种的水平,并满足国内石化行业对厚度大、要求严、差异化高

端石化设备用钢的需求。

1 技术要求

1.1 成分及力学性能要求

随着压力容器设计、制造朝向大型化、复杂化的方向发展,其应用钢板材料的厚度越来越大,同时,石化行业对设备安全性的要求逐渐加严,专业

设计院所对主体材料的成分、性能等要求相比之前均有很大提高。鉴于钢板的硫化物腐蚀敏感性与其成分、组织、夹杂物和残余应力等因素密切相关^[4-7],对研发 201 mm 厚度 Q345R(R-HIC) 钢的成分进行优化设计,其化学成分及力学性能要求分别见表 1 和表 2。

表 1 Q345R(R-HIC) 钢化学成分要求(质量分数)

项目	C	Si	Mn	P	S	Alt	Nb	Ni	B	O	CE
熔炼分析	≤0.20	0.20~0.40	1.15~1.30	≤0.008	≤0.002	≥0.020	≤0.020	≤0.20	≤0.000 5	<0.002	≤0.43
成品分析	≤0.20	0.20~0.40	1.10~1.35	≤0.008	≤0.002	≥0.020	≤0.020	≤0.20	≤0.000 5	<0.002	≤0.45

表 2 Q345R(R-HIC) 钢力学性能要求

R_{el}/MPa	R_m/MPa	$A/\%$	冲击温度/ $^{\circ}\text{C}$	KV_2/J		180°弯曲试验($b=2a$)	$Z/\%$	
				均值	单值		均值	单值
≥265	470~600	≥21	-20	≥41	≥31	$d=3a$	≥35	≥25

1.2 技术难点

(1) 低 P、S 含量及低夹杂物含量的纯净钢冶炼难度较大。成分分析都要求 $\omega(\text{P}) \leq 0.008\%$ 、 $\omega(\text{S}) \leq 0.002\%$, 同时按照 GB/T 10561—2023 标准规定进行夹杂物检验, 其中 A 类(硫化物类)、B 类(氧化铝类)、C 类(硅酸盐类)、D 类(球状氧化物类)及 DS 类(单颗粒球状类)等非金属夹杂物均不得大于 1.5 级, 且需要满足 $A+C \leq 2.0$, $B+D \leq 2.0$, $A+B+C+D+DS \leq 4.5$ 级。

(2) 保证长时间模拟焊后热处理后板厚 1/2 处的 -20°C 横向冲击功均值 $\geq 41 \text{ J}$ 、单值 $\geq 31 \text{ J}$ 的低温冲击性能难度较大。

(3) 探伤要求高。用户要求钢板按 NB/T 47013.3—2015 标准逐张进行超声波探伤检查, 质量等级满足 TI 级, 每张钢板按 50 mm 方格进行

扫描, 且每次扫描时重叠区域不得 $\geq 10\%$ 。

2 工艺措施及钢板性能

2.1 工艺措施

2.1.1 化学成分创新设计

采用低 P、S 及复合添加 Cr、Ni、Nb 等合金元素创新成分设计, 见表 3。目的是改善钢板冲击韧性、提高钢板强度。根据技术条件制定严格的 P、S 等内控成分要求, 添加 Nb、Ni 等合金元素, 通过固溶强化、细晶强化提高厚板的淬透性, 从而获得细晶强化和析出强化的综合强化效果, 使钢板具有良好的强韧性匹配和低温冲击韧性; 加入有益于抗硫化物的 Cr 等耐腐蚀元素、控制轧制工艺, 使钢板具有良好的抗氢致开裂性能和抗硫化物应力腐蚀性能。

表 3 Q345R(R-HIC) 钢创新成分设计(质量分数)

C	Si	Mn	P	S	Alt	Nb	Ni	Cr
0.17~0.20	0.20~0.40	1.20~1.30	≤0.007	≤0.002	0.020~0.050	0.015~0.020	0.10~0.20	0.10~0.30

2.1.2 炼钢工艺控制

大厚度高性能 HIC 钢由于使用条件苛刻, 使用环境复杂, 为保证钢板组织性能均匀性, 要求钢材在冶炼时具有非常高的纯净度, 有害元素含量必须控制在较低的水平。

冶炼时, 增大铁水兑入量, 减少社会废钢加入量, 对铁水中的有害元素含量动态监测, 切实保证原材料中的有害元素含量控制在较低水平, 提高钢水纯净度。

电炉冶炼后, 通过优化精炼工艺操作, 控制精

炼过程中白渣时间 > 30 min, 并通过换渣冶炼技术和钢水扩散脱氧 + 沉淀脱氧等复合脱氧技术, 最大限度控制 P、S 含量。VD 前、后喂入钙铁线, 最大程度控制夹杂物数量和形态, 确保钢质纯净, 有效保证超大厚度 Q345R(R-HIC) 对 P、S 和夹杂物的要求, 进一步改善钢的氢致开裂敏感性。

2.1.3 轧钢工艺控制

加热后进行控制轧制, 粗轧采用高温低速大压下工艺, 增加道次压下量; 精轧执行 II 型控轧控冷工艺, 发挥 Nb 等微合金元素的细化晶粒和强化基体作用, 得到细小的晶粒尺寸和理想的初态组织, 获得良好的强韧性配合, 切实有效提高厚板抗硫化物腐蚀性能。II 阶段开轧温度控制在再结晶温度以下, 确保合适的晾钢厚度和温度, 使表面温度比心部温度低 200 ~ 250 ℃, 使轧件表面变形尽量向心部渗透, 提高变形渗透能力。

2.1.4 热处理工艺控制

钢板在车底式单体炉进行正火、在配套的淬火池加速冷却, 然后进行回火处理。正火加热温

度(920 ± 10) ℃, 保温时间系数 1.8 ~ 2.5 min/mm, 冷却水水温维持在 30 ℃ 以下, 冷却时间在 90 min 以上, 利用风动搅拌加快冷却水循环, 使钢板上、下表面冷却速度基本一致。回火过程中不间断测温, 保证钢板整板性能均匀稳定。

2.2 钢板成分与性能

通过优化工艺、改善钢板组织, 在得到强度、塑性、韧性和表面硬度最佳匹配的同时获得良好的抗腐蚀性能。

2.2.1 化学成分

舞钢研发的 201 mm 厚度 Q345R(R-HIC) 钢板具有钢质更纯净、成分更均匀, 有害元素及残余元素含量较低等特点。其中, $\omega(P) \leq 0.007\%$ 、 $\omega(S) \leq 0.002\%$ 、 $\omega(N) \leq 0.0005\%$ 、 $\omega(O) \leq 0.0015\%$ 、 $\omega(H) \leq 0.0002\%$, 钢中非金属夹杂物总量 $\leq 0.002\%$ 。

2.2.2 力学性能及硬度

舞钢研发的 201 mm 厚度 Q345R(R-HIC), 钢板力学性能及硬度如图 1 所示。

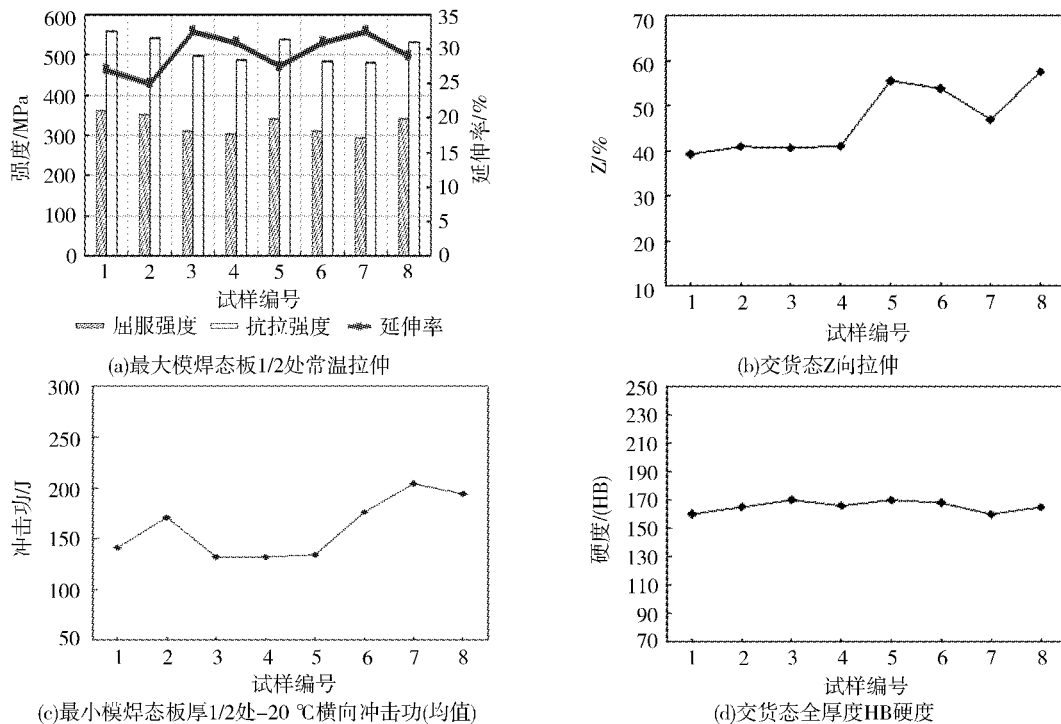


图 1 201 mm 厚度 Q345R(R-HIC) 钢板力学性能及硬度

201 mm 厚度 Q345R(R-HIC) 钢板的最大模拟焊后热处理制度: 加热温度(620 ± 10) ℃, 保温时间 16 ~ 18 h, 装、出炉温度 ≤ 400 ℃, 升、降温速率 50 ~ 80 ℃/h, 出炉空冷; 最小模拟焊后热处理

制度: 加热温度(620 ± 10) ℃, 保温时间 3.5 h, 装、出炉温度 ≤ 400 ℃, 升、降温速率 50 ~ 80 ℃/h, 出炉空冷。由图 1 可知, 通过合理的成分设计和热处理工艺优化, 钢板厚度 1/2 处最大模拟焊后

热处理态强度分布在 480 ~ 560 MPa 之间,最小模拟焊后热处理态冲击功单值均在 108 J 及以上,相比技术要求均有较大富余量;钢板交货态 Z 向性能均值 > 40% 交货态全厚度硬度分布在 160 ~ 193HB 之间,表明钢板全厚度性能均匀,完全能够满足力学性能的苛刻要求。

法国阿赛洛是长期生产湿硫化氢环境用特厚

钢板的专业厂家,产品实物质量代表国际先进水平,将舞钢研发的 201 mm 厚度 Q345R(R-HIC) 钢板与法国阿赛洛相近规格、技术要求钢板主要性能指标进行对比,如表 4 所示。从表 4 可以看出,舞钢公司研发的 201 mm 厚度 Q345R(R-HIC) 钢板的综合性能达到法国阿赛洛钢板实物水平。

表 4 钢板力学性能及硬度情况对比

厂家	厚度规格/mm	R_m /MPa	$R_{p0.2}$ /MPa	冲击温度/°C	KV_2 /J(横向)	Z/%	硬度(HB)
舞钢	201	480 ~ 560	294 ~ 361	-20	108 ~ 248	39.2 ~ 57.5	160 ~ 193
阿赛洛	202	488 ~ 527	306 ~ 337	-20	105 ~ 170	67.0 ~ 70.0	153 ~ 171

2.2.3 HIC、SSCC 性能

2.2.3.1 钢板抗氢致裂纹(HIC)试验

舞钢生产钢板抗氢致裂纹(HIC)试验执行 GB/T 8650—2015 标准 A 溶液要求,所有试样截面平均值满足裂纹长度率 $CLR \leq 5\%$,裂纹厚度率 $CTR \leq 1.5\%$,裂纹敏感率 $CSR \leq 0.5\%$ 。经过标准化严格检验,201 mm 厚度 Q345R(R-HIC) 钢板的裂纹长度率 CLR、裂纹厚度率 CTR、裂纹敏感率 CSR 均为 0,全部满足用户要求。

2.2.3.2 抗硫化物应力腐蚀开裂(SSCC)试验

舞钢生产钢板抗硫化物应力腐蚀(SSCC)试验按 GB/T 4157—2017 标准 A 溶液方法 A 进行拉伸试验,门槛应力 ≥ 247 MPa 为合格。经 720 h 试验后,所有试样均未发生断裂。

2.2.4 金相组织

交货状态钢板厚度 1/2 处金相组织见图 2。

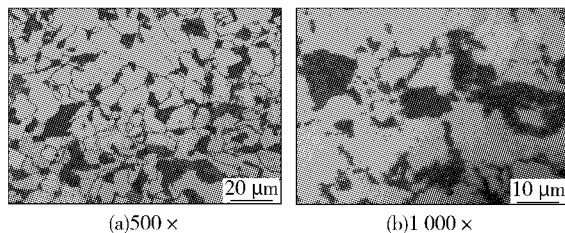


图 2 201 mm 厚度试验钢板交货态金相组织

从图 2 可以看出,交货状态钢板的金相组织为典型铁素体 + 珠光体混合组织,均匀细小,晶粒度在 8 级以上。

3 结语

舞钢按照设计院提出的技术要求,采用改进成分设计,优化控制轧制、热处理等生产工艺,研发出的 201 mm 超大厚度 Q345R(R-HIC) 钢板强韧性匹配良好,力学性能相比技术条件有较大富余量,组织为典型的铁素体 + 珠光体混合组织,均匀细小,晶粒度在 8 级以上,可替代进口,完全满足大型厚壁抗氢压力容器设备的设计和制造。

参考文献

- 宋文明,王克栋,卢雪梅,等.湿 H_2S 环境中 Q345R(HIC) 的氢扩散规律及性能[J].石油与天然气化工,2023,52(1):91-96.
- 钟华军,姜敏,刘佳明,等.X70MS 管线钢抗 HIC 性能研究[J].炼钢,2022,38(6):73-79.
- 孙宪进.高品质抗湿硫化氢腐蚀管线钢板的生产实践.第十三届中国钢铁年会论文集[C].重庆:冶金工业出版社,2022.
- 陈俊奇,魏学强,徐善强,等.舞钢湿硫化氢环境用压力容器钢的现状和开发设想[J].宽厚板,2020,26(2):36-40.
- 李经涛,蔡庆伍,莫德敏.舞钢湿硫化氢环境用低合金高强度钢[J].宽厚板,2006(4):13-21.
- 莫德敏,杨海林.微合金元素对改善高强度低合金钢抗氢诱导裂纹的作用[J].宽厚板,1998(6):20-25.
- 柳曾典.湿硫化氢环境用低合金高强度钢[J].石油化工设备技术,1998(5):58-62,68.

吴立松,男,2015年毕业于河南工程学院材料成型与控制工程专业。

收稿日期:2023-12-20

· 生产实践 ·

120 t 转炉热态渣循环利用工艺研究

栾文林 刘志远 王重君 么敬文 郭文斌 刘涛 张俊海 张云鹏
(唐山中厚板材有限公司炼钢部)

摘要 唐山中厚板材有限公司为提高转炉热态渣的利用率,对转炉冶炼过程炉渣产生机理进行分析,探索热态渣循环利用的途径。试验全留渣双渣法,即第一炉按原单渣法冶炼出钢和不倒渣溅渣护炉,根据铁水硅含量将数据固化在模型中,保证终点二元碱度控制在 3.5~3.8,第二炉加入废钢和铁水进行双渣冶炼,出钢后倒出 40%~50% 炉渣再溅渣护炉,完成一组正常的冶炼。同时,通过优化副枪自动炼钢模型、增强转炉底吹强度、改造双渣氧枪等措施,保证第一炉碱度控制在 3.0 以上,实现循环渣造渣方法的自动控制。实施热态渣循环利用后,渣中 FeO 含量降低 2.1%,钢铁料消耗降低 4.355 kg/t,稳定了低 P 高端品种钢的生产工艺,提高命中率 22.5%。

关键词 转炉 循环渣 氧枪 底吹强度 炉渣碱度 溅渣护炉

Study on 120 t BOF Steelmaking Process for Thermal State Slag Recycling

Luan Wenlin, Liu Zhiyuan, Wang Chongjun, Yao Jingwen, Guo Wenbin, Liu Tao,
Zhang Junhai and Zhang Yunpeng
(Steelmaking Department of Tangshan Medium and Heavy Plate Co., Ltd.)

Abstract In order to improve the utilization rate of the thermal state slag for the converter, Tangshan Medium and Heavy Plate Co., Ltd. analyzes the formation mechanism of the slag in the melting process of the converter, explores the way of thermal state slag recycling and performs the test of slag - remaining + double slag process. The first heat is melt and tapped with slag - splashing furnace protection technology without deslagging operation in accordance with the original single slag method, the data is solidified in the model on basis of the Si content in the hot metal, the end - point binary basicity is controlled to values between 3.5 and 3.8. The second heat is melt by double slag melting method, 40% to 50% slag is removed firstly and slag - splashing furnace protection is carried out then after tapping, which completes one set of normal melting. Simultaneously, the basicity of the first heat is controlled to values over 3.0 with automatic control of recycling slag formation method by various measures such as optimizing automatic melting model for auxiliary lance, increasing the converter bottom blowing intensity, revamping the double slag oxygen lance. After the implementation of thermal state slag recycling, the FeO content in the slag is decreased by 2.1%, the consumption of iron and steel materials is reduced by 4.355 kg/t, the production process of low P content high - ended grade steel is stabilized with increasing the hit ratio by 22.5%.

Keywords Converter, Recycling slag, Oxygen lance, Bottom blowing intensity, Slag basicity, slag - splashing furnace protection technology

0 前言

钢渣是钢铁制造过程中产生数量最多的固体废弃物,如此大量的钢铁渣若不能得到及时有效的处理和利用,不仅会造成巨大的资源浪费,还会产生环境污染^[1]。热态钢渣具有较高温度、较高

碱度以及成渣快、脱磷能力强等优点^[2,3],可以较好地满足转炉脱磷期脱磷或精炼期脱硫的需求,再加上热态钢渣既不需要化渣过程,又可以通过提高热态渣利用率达到节约造渣材料的目的,成渣速度更快,工业废物排放量更少。神户制钢

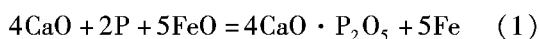
OLIPS 将脱碳炉的炉渣冷却回收后加入 H 炉内脱磷,新日铁名古屋厂的 LD-ORP 工艺、住友金属鹿岛厂的 SRP 工艺以及宝钢的 BRP 工艺均以双联工艺为基础,将冷态脱碳炉的炉渣返回脱磷炉中循环利用^[4,5]。因此,开拓钢渣利用渠道,实现钢铁渣的无害化、高价值、全循环利用,已经成为钢铁企业发展循环经济、谋求可持续发展的重要内容。

1 工艺流程

唐山中厚板材有限公司主要生产高性能建筑用钢、桥梁结构用钢、船舶及海工用钢、管线钢、低合金高强度结构钢等品种,工艺流程为:1 780 m³高炉炼铁→120 t BOF 初炼→120 t LF 炉精炼→120 t RH 炉精炼→板坯连铸→步进式炉加热→3 500 mm 轧机轧制。

2 转炉热态渣循环利用的可行性

转炉热态循环渣首先要满足脱磷要求,通过分析转炉脱磷反应的速率控制步骤,并探究不同条件下脱磷反应的影响因素,为优化转炉脱磷工艺提供实践依据。转炉脱磷发生在钢-渣界面,根据炉渣分子理论,转炉氧化脱磷反应具体反应式见式(1)^[6-9]。



由式(1)可以看出,适当提高炉渣中 CaO、FeO 含量,能够促进脱磷反应。随着反应温度升高,平衡常数降低,不利于脱磷反应。未实施循环渣利用时,实际炉渣成分占比统计见图 1。

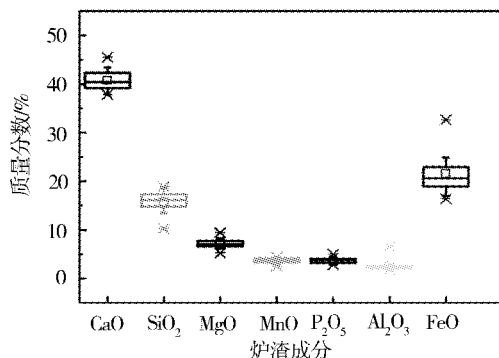


图 1 热态炉渣成分比例

由图 1 中数据可以看出,该炉渣中 CaO 含量最高、FeO 含量次之、P₂O₅ 含量最低,同时热态炉

渣的成分较稳定。

3 转炉热态渣循环利用工艺研究

3.1 热态渣循环利用操作方式探索

吹炼结束后的转炉炉渣已成型,含有大量的 FeO、Fe₂O₃ 等成分,使炉渣中的 FeO 含量迅速提高,使用中只要温度达到要求即可快速化渣,成渣速度快于普通渣料,具有化渣快的特点。根据脱磷的热力学反应可知,炉渣温度与脱磷反应平衡常数 K_p 呈指数型关系,如图 2 所示。当炉渣温度降低时,原本较弱的终渣脱磷能力显著提高,因此,可降低前期的石灰加入量。

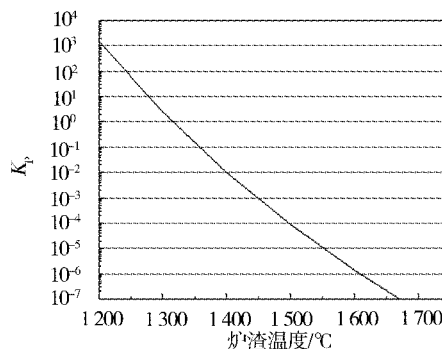


图 2 脱磷反应平衡常数与炉渣温度的关系

唐山中厚板材有限公司采用两炉钢为一组的操作方式,在转炉生产过程中试验全留渣双渣法的新工艺,即第一炉按原单渣法进行冶炼出钢并不倒渣溅渣护炉,第二炉加入废钢和铁水进行双渣冶炼,出钢后倒出 40%~50% 炉渣再溅渣护炉,完成一组正常的冶炼。

3.2 炉渣温度控制

在留渣操作中,炉渣中的氧化铁与铁水中的 C、Si、Mn 等元素发生反应,生成大量容易引发喷溅和喷火的 CO 气体。其主要反应的方程式及计算公式 2~式 4^[10]。



$$\Delta G^{\ominus} = 23\,300 - 21.87T \quad (3)$$

$$\Delta G = \Delta G^{\ominus} + RT \ln \frac{P_{\text{CO}}/P^{\ominus}}{a_{\text{C}} a_{\text{FeO}}} \quad (4)$$

式中: T —反应温度/K; ΔG^{\ominus} —反应的标准吉布斯自由能/(J·mol⁻¹); ΔG —反应的吉布斯自由能变化/(J·mol⁻¹); R —气体常数,其取值为

8.314 J/(mol · K); P_{CO} —CO 气体分压/Pa; P^0 —理想气体的标准状态压力, 取值为 101 325 Pa; A_C —C 的活度/(mol · L⁻¹); A_{FeO} —炉渣中 FeO 的活度/(mol · L⁻¹)。

当 $\Delta G^0 > 0$ 时, 不发生喷溅, 由式(3)可计算出不发生喷溅的炉渣对应温度 $T < 792.39$ °C。红热态的炉渣温度在 1000 °C 以上, 因此, 采用留渣工艺时炉内炉渣温度必须降到 792.39 °C 以下, 使上个炉次留在炉内的液态渣固化, 才能确保装入铁水时不发生激烈喷溅, 引发重大安全事故。

通过不断试验, 开发出可将溅渣护炉与炉渣固化相结合的液态终渣快速固化工艺, 其主要措施为:

(1) 上炉次出钢后立即向炉内液态渣吹入氮气, 将部分炉渣溅至表面直接固化。

(2) 吹入大量氮气使炉底液态渣快速降温, 析出大量高熔点相, 形成固态高熔点相和残余液态共存的炉渣体系。

(3) 溅渣结束后向炉内加入少量石灰、白云石, 目的是与残余液态相作用使其快速固化。并在加入石灰、白云石后, 前后倾动转炉, 使加入的石灰、白云石和残余液态渣快速混合。

3.3 炉渣碱度控制

对转炉终点炉渣取样, 将试验数据进行线性回归分析, 如图 3 所示。从图 3 中可以看出, 转炉终渣碱度 R 和 L_p 呈抛物线形关系, 当 R 在 3.8 时 L_p 为极大值。从脱磷的动力学角度分析, 当碱度过高时, 使炉渣变黏, 恶化了去磷的动力学条件,

反而不利于去磷, 因此要确保将终点二元碱度控制在 3.5 ~ 3.8。

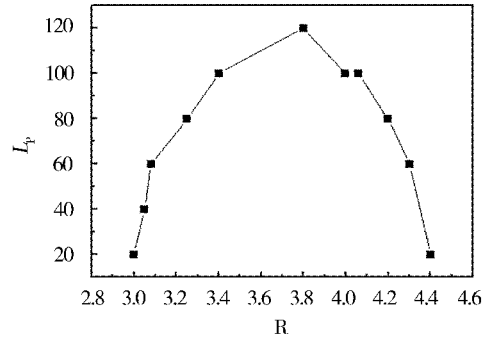


图 3 终渣碱度与磷分配比的关系

3.4 氧枪改造

转炉冶炼过程脱磷反应基本是在钢-渣界面上进行, 脱磷速率主要受钢-渣两侧的传质速率控制, 因此, 充分的搅拌能提高脱磷速率, 是促进脱磷反应的条件。同时, 炉渣具有良好的流动性有利于提高钢-渣接触面积, 并促进脱磷反应加速进行。

在转炉热态渣循环利用冶炼时, 每一组操作中首炉按单渣法操作, 第二炉的炉渣为上一炉的留渣, 碱度较高, 且温度较高, 而不需要化渣, 在第二炉吹炼初期主要起到改善脱磷动力学条件的作用, 而不是化渣作用。因此, 氧枪不需要化渣, 只需要适应新的工艺, 既能满足第一炉单渣法的搅拌要求, 又能在第二炉中充分改善动力学条件, 提高脱磷效率。

为了保证循环渣的良好利用效果, 将目前使用的四孔氧枪改进为五孔氧枪, 如图 4 所示。

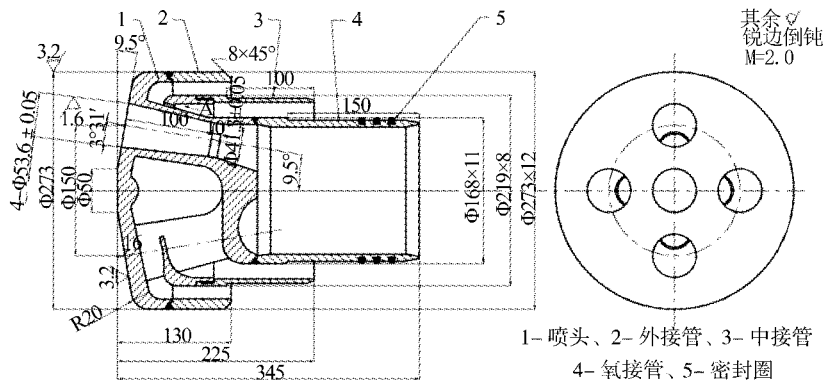


图 4 五孔氧枪

通过改变氧枪的喷射角度和喷射速度, 调整

氧气对渣池的作用力, 达到更好的渣池破碎效果,

并减小渣池与铁水的接触面积,降低钢-渣反应速度,提高循环渣的利用率。循环渣利用的第二炉渣量偏多,容易引起喷溅,因此,对氧枪喷头进行改造,设计适合循环渣的新型扩张角为 9.5° 的小角度五孔氧枪,可以抑制氧枪正下方负压区的产生,控制喷溅,同时可显著减少氧枪粘渣,减少更换氧枪频率,提高氧枪寿命。

3.5 自动炼钢模型优化

唐钢中厚板材有限公司120 t转炉采用新OG除尘系统,严格控制循环渣量,采取“出钢后倒渣+溅渣”相结合的方法进行循环渣作业。枪位控制原则如图5所示,转炉总体枪位的模式为高→低→高。循环渣利用第二炉时,枪位较第一炉降低100~150 mm。

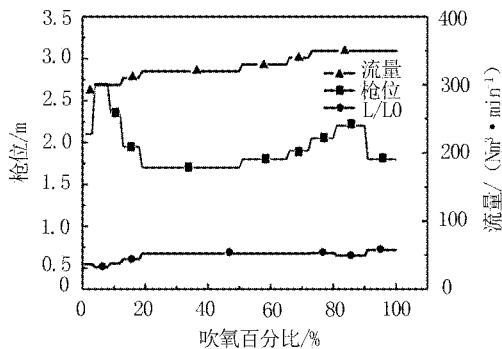


图5 氧枪枪位及冲击深度

通过对不同摇炉角度下渣量数据的统计,确定“循环渣+双渣”工艺标准循环渣量及对应的摇炉角度。根据现场试验数据,制定循环渣摇炉控制标准,可以完全满足冶炼过程化渣及开吹打火安全的需要。建立数学模型,考虑不同炼钢参数对循环渣造渣的影响,优化操作,实现循环渣的自动控制,提高炼钢的生产效率。

3.6 底吹强度优化

底吹气体供气强度对搅拌的影响可以用熔池的均匀混合时间 τ 来评估,具体计算见式(5)、式(6)^[11]。

$$\tau = 800 \times \varepsilon^{-0.4} \quad (5)$$

$$\varepsilon = 0.0285 \times Q \times T / [W \times \lg(1 + Z/H)] \quad (6)$$

式中: ε —搅拌能量/ $(W \cdot m^{-3})$; Q —底吹气体流量/ $(Nm^3 \cdot min^{-1})$; W —钢水重量/t; T —钢水温度/K; Z —钢水深度/cm; H — 1×10^5 Pa时的

钢水深度,取值为148.3 cm。

由式(5)可知,在其他变量一定时,底吹气体流量与搅拌能量呈线性关系,增加底吹供气强度有利于提高循环渣利用炉次的冶金效果,尤其对炉渣偏多的循环渣利用第二炉,因此,唐山中厚板材有限公司对转炉的底吹透气砖进行优化设计,如图6所示。

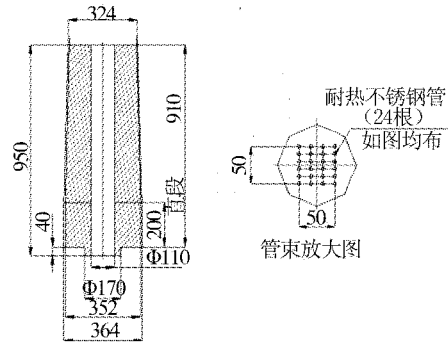


图6 底吹透气砖优化图

冶炼过程底吹强度采用“高-中-高”模式:冶炼前期主要为生料分解、化渣过程,因此采用高底吹强度,可以促进生料快速加热均匀并分解、化渣;中期由于碳氧反应激烈,底吹强度过高会使炉内反应过快,渣中氧化铁减少,炉渣熔点升高,从而导致“炉渣返干”,因此采用中底吹强度;末期采用高底吹强度可以降低渣中氧化铁含量,提高钢水收得率,降低钢中氧含量,减少脱氧剂、合金消耗和钢中氧化物夹杂物,使钢水成分和温度更加均匀,进而提升钢水质量。出钢碳氧积较之前有明显降低,图7为转炉平均出钢碳氧积随炉龄变化情况图,平均碳氧积 ≤ 0.0025 ,较之前降低了0.0005。

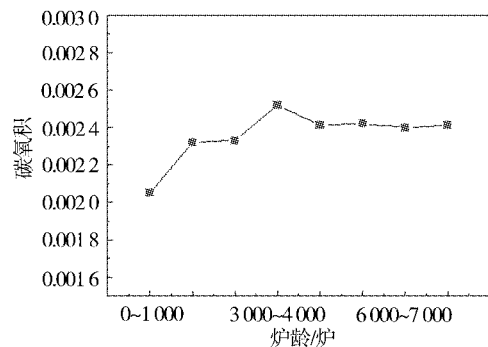


图7 碳氧积随炉龄变化情况

4 结语

唐山中厚板材有限公司为提高转炉热态渣的利用率,对转炉热态渣的循环利用方式进行探索改进,降低了钢铁料消耗、石灰消耗,同时提高了产品质量。石灰消耗量由原来的 48.96 kg/t 减少至 40.28 kg/t,减少了 8.68 kg/t;转炉热态渣中 FeO 由原来的 22.19% 降低到 20.09%,降低了 2.1%;钢铁料消耗由原来的 1 055.534kg/t 降至 1 051.179 kg/t,降低了 4.355 kg/t;稳定了低 P 高端品种钢的生产工艺,成分命中率较实施前提高了 22.5%。

参考文献

- 1 吴建伟,郭 辉,周文涛,等. 热态炉渣循环利用技术在炼钢生产中的应用[J]. 河北冶金,2014(3):71-74.
- 2 刘 浏. 建设高效低成本洁净钢平台的关键技术[J]. 山东冶金,2011,33(2):1-6.
- 3 李光辉,郭 斌,张元波. 转炉钢渣工艺矿物学及其综合利用技术[J]. 中南大学学报:自然科学版,2010,41(6):2065.
- 4 石 磊. 浅谈钢渣的处理与综合利用[J]. 中国资源综合利用,

- 2011,29(3):29-32.
- 5 孙礼明. 转炉双联法治炼工艺及其特点[J]. 上海金属,2005,27(2):44-46,51.
- 6 Inoue R, Suito H. Mechanism of dephosphorization with CaO - SiO₂ - Fe₁O slags containing mesoscopic scale 2CaO · SiO₂ particles[J]. ISIJ International,2006,46(2):188-194.
- 7 Inoue R, Suito H. Phosphorous partition between 2CaO · SiO₂ particles and CaO - SiO₂ - Fe₁O slags[J]. ISIJ International,2006,46(2):174-179.
- 8 黄希枯. 钢铁冶金原理:第 3 版[M]. 北京:冶金工业出版社,2004:361.
- 9 何肖飞,王新华,陈书浩,等. 攀钢转炉双渣法脱磷的试验研究[J]. 钢铁,2012,47(4):32-37.
- 10 赵广谱,俞海明. 120 t 转炉少渣炼钢的工艺实践[J]. 新疆钢铁,2015(2):11-13.
- 11 陈家祥. 钢铁冶金学(炼钢部分)[M]. 北京:冶金工业出版社,1990.

栾文林,男,2015年毕业于北京科技大学冶金工程专业,硕士,工程师。

收稿日期:2024-01-27

(上接第 9 页)

铁素体和粒状富碳奥氏体所组成^[4],回火后所得钢板综合力学性能优异。试验钢在 2 °C/s 冷却速度下有贝氏体生成,淬透性良好。综合上述分析,工业化生产 13MnNi6-3 钢的正火加速冷却速度控制在 10 °C/s 以上,以得到一定量贝氏体和铁素体为宜。

3 结论

(1)利用膨胀仪测定试验钢 13MnNi6-3 的临界点, A_{cl} = 686 °C, A_{cs} = 865 °C。

(2)当冷却速度在 0.2 ~ 1 °C/s 时,试验钢的转变组织为铁素体和珠光体;在 2 ~ 5 °C/s 的冷却速度,试验钢得到铁素体、珠光体以及少量粒状贝氏体混合组织;冷却速度继续增加至 10 °C/s,试验钢得到铁素体和粒状贝氏体的混合组织。

(3)参考 CCT 曲线,工业化生产的试验钢正火加速冷却速度可控制在 10 °C/s 以上,以得到一定量的贝氏体和铁素体为宜。

参考文献

- 1 霍松波,刘 博,黄一新. 石油储罐用钢的研究与应用:压力容器先进技术-第八届全国压力容器学术会议论文集[C]. 合肥:化学工业出版社,2013.
- 2 高照海,唐郑磊,许少普,等. 09MnNiDR 高韧性低温钢板的试制[J]. 轧钢,2017,34(1):73-76,80.
- 3 陈凯力,王金光,陆戴丁. 具有良好低温韧性的大型丙烷储罐用钢研制[J]. 材料与冶金学报,2021,20(2):144-151.
- 4 徐 洲,赵连城. 金属固态相变原理[M]. 北京:科学出版社,2009.

高亚磊,男,2012年毕业于安徽工业大学材料科学与工程专业。

收稿日期:2023-10-21

莱钢厚板生产线加热炉提产能降燃耗技术分析

王新龙

(山钢股份莱芜分公司板带厂)

摘要 为了快速有效地降低加热炉能耗,针对莱钢厚板生产线能源消耗大户加热炉的燃料消耗影响因素进行分析,结合现场实际情况实施技术改造。装钢时序优化提高了装钢节奏,拓展热送热装坯型结构增加了板坯单重、提高了热送热装率;通过加热工艺优化、停轧降温制度、炉体节能技术等方面的措施,延长了加热炉维修周期和使用寿命。莱钢厚板线年产能提高到172.3万t,煤耗指标降低到1.424 GJ/t,达到了提高产能、降低能耗的预期效果。

关键词 燃料消耗 加热炉 热送热装 辐射 产能

Technical Analysis of Increasing Output Capacity and Decreasing Fuel Consumption of the Reheating Furnace in Laigang Heavy Plate Production Line

Wang Xinlong

(Strip Mill of Shandong Iron and Steel Co., Ltd. Laiwu Branch)

Abstract In order to reduce the energy consumption of reheating furnace rapidly and effectively, the factors influencing the fuel consumption of the reheating furnace, the heavy energy consumer in Laigang heavy plate production line, are analyzed, the technical revamp is performed on the basis of the actual condition at site. The charging sequence optimization improves the charging pace, the single piece weight and the hot charging rate are increased by expanding hot charging and hot delivering slab type structure, the maintenance cycle and service life of the reheating furnace are extended by the corresponding measures of reheating process optimization, the temperature decreasing mechanism at rolling interruptions and furnace body energy conservation. The annual production capacity of Laigang heavy plate production line is increased to 1.723 million tons, and the coal consumption index is reduced to 1.424 GJ/t, which has achieved the expected result of improving production capacity and reducing energy consumption.

Keywords Fuel consumption, Reheating furnace, Hot charging and hot delivery, Radiation, Output capacity

0 前言

随着我国钢铁工业的快速发展,各大钢企相继进入重组阶段,技术落后的企业将被陆续淘汰。加热炉作为钢铁行业重要的热工设备,在轧钢生产中占有十分重要的地位^[1,2],其能耗约占轧钢系统能源消耗的70%左右。尽管国内厚板生产线经过不断革新,但加热炉工序燃耗与产能始终是衡量钢铁行业最主要的两项经济指标。

莱钢厚板线2021年之前最高轧制成品量仅有153.6万t,加热炉能耗指标高达1.507 GJ/t,而国内先进厚板生产线产能可以达到180万t以

上,能耗指标小于1.40 GJ/t。通过搭建能耗桥对加热炉系统进行诊断分析,找出存在的问题,进行切实有效的改造、优化。

1 莱钢厚板生产线加热炉提产能降燃耗的技术措施

1.1 优化装钢时序

莱钢厚板生产线沿轧制方向按与轧机距离由近至远布置2座双排步进式加热炉,依次为2号炉1列、2号炉2列、3号炉1列、3号炉2列,以下分别对应编号为1列→2列→3列→4列,如图1

所示。装钢时序按照 1 列→3 列→2 列→4 列时序循环,每块板坯需运输到炉前中间位置等待测长、测宽,然后自动定位到对应列,此时序每座加热炉前只能存放 1 块板坯。随着轧制节奏不断加快,原炉前装钢时序控制,即 1 列→3 列→2 列→4 列,存在一定滞后性,影响装钢、出钢节奏。

装钢前每块板坯需在 SA8 处停留,人工核对“信息流”与“实物流”,完成 L2 信息核对。通过现场跟踪研究,可将目前的炉前测长、测宽程序全

部优化到 SA8 处,即在 SA8 处同时完成 L2 信息核对和连铸坯测长、测宽,这样可省去炉前等待时间大约 6 s,在 SA8 处实物信息、尺寸正常的板坯直接运输到炉前定位等待装炉,同时将原装钢 1 列→3 列→2 列→4 列优化为 1 列→2 列→3 列→4 列,这样每座加热炉炉前最多可存放 2 块板坯等待装炉,提高了装炉效率,缩短轧线等待装钢的时间,减少能源浪费,优化前、后装钢时序对比情况如图 1 所示。

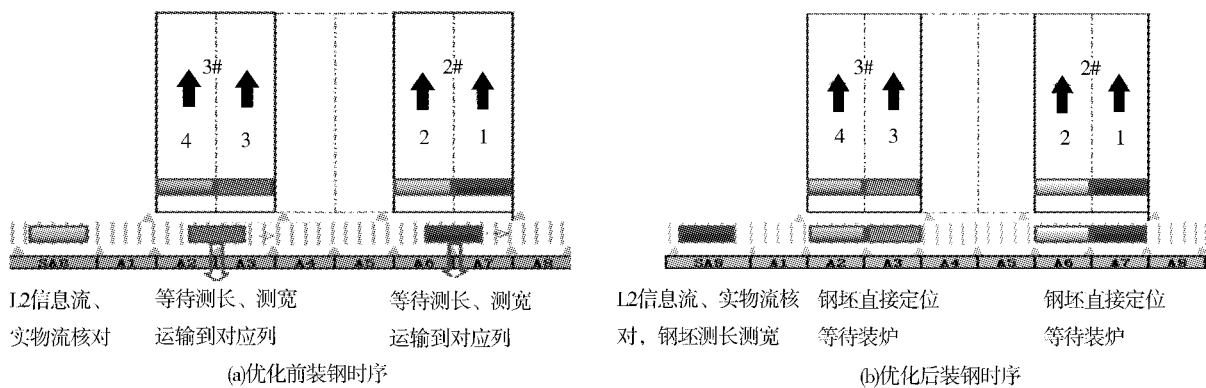


图 1 优化前、后装钢时序对比

1.2 拓展新热送坯型、提高热装率

连铸坯热送热装率是轧线加热炉降低煤气消耗的重要节能方法之一。连铸坯热送热装可提升加热炉生产能力、减少连铸坯烧损、缩短铸坯在炉加热时间、提高成材率,从而有效降低加热炉的煤气消耗^[3]。

2021 年之前,厚板生产线的热送坯型只有 200 mm × (1 500, 1 800, 2 200, 2 400) mm 以及 250 mm × (1 800, 2 200, 2 400) mm,从 2022 年开

始拓展了(200 × 2 420) mm、(250 × 2 420) mm、300 mm × (1 800, 2 200, 2 420) mm,2021 年到 2023 年的月度平均热装率如图 2 所示,同时板坯平均单重由 10.28 t 增加到 12.63 t,产能得到显著提升。尤其是 300 mm 厚度坯型,通过多次试验,不断优化工艺,最终完成了部分牌号 300 mm 坯型的热送热装,节能效果比较明显。在炉况基本不变的情况下,有效缩短了 300 mm 冷坯工艺待温时间,提高了产量,降低了能耗。

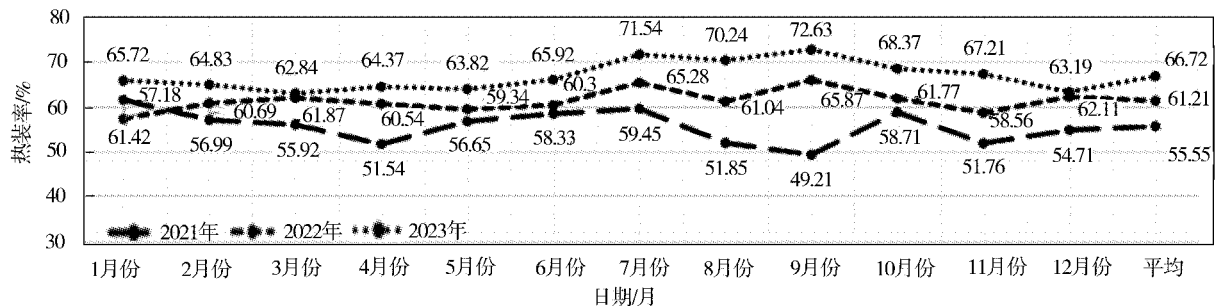


图 2 2021 年~2023 年热装率

热送热装的两大关键技术指标是热装温度和热装率。连铸坯热装温度每提高 100 ℃,加热炉能耗可降低 5%~6%,为了提高热送装炉温度,

按照热送坯型及实时装炉温度,动态调整热送板坯在“三冷”设备内的停留时间,200 mm 厚度坯型停留时间大约 75 s,250 mm 厚度坯型停留时间

大约 95 s, 300 mm 厚度坯型停留 115 s, 热送板坯停留冷却时间可根据不同牌号工艺要求最高装炉温度进行动态调整。

1.3 优化加热工艺、生产计划

加热炉板坯温度控制是整个加热炉过程控制的核心, 目的是提高塑性、满足轧制需要^[4]。板坯加热工艺由原来的低温下限烧钢控制改为低温中限控制, 提升温度命中率, 降低轧制难度, 提高产线生产效率, 非高强系列和非薄规格系列出钢温度由 1 150 ~ 1 180 °C 优化为 1 160 ~ 1 190 °C, 高强系列由 1 180 ~ 1 210 °C 优化为 1 190 ~ 1 220 °C, 轧制难度较大的薄规格和高危规格仍执行原工艺, 严格控制板坯温度和在炉时间, 避免轧制异常和性能不合格等问题。

协调生产调度中心对厚规格冷坯优化排产,

250 mm、300 mm 规格的冷连铸坯煤气消耗量较大, 加热炉待温时间较长, 可在提前计划好的换辊时间内将厚规格冷坯集中装在加热炉第 20 ~ 60 块待轧板坯的位置, 充分利用换辊时间, 在加热段对厚规格板坯集中保温或升温, 可缩短待温时间或不待温, 提升轧线效率, 降低能源浪费。

1.4 停轧降温制度

轧线检修或故障停机期间, 如果炉温控制不合理, 不仅会造成大量的能源浪费, 板坯待温时间较长, 增加氧化烧损量^[5], 甚至出现钢坯过热、过烧事故, 在恢复生产以后会影响轧制的稳定性和板坯性能, 因此制定科学合理的停轧降温制度是降低加热炉能源消耗、减少板坯炉内高温氧化烧损、保证成品质量和轧制稳定必不可少的手段。加热炉停轧降温制度见表 1。

表 1 加热炉停轧降温制度

停轧时间/min	停轧期间降温幅度/°C			恢复生产前升温时间/min		
	均热段	加热二段	加热一段	均热段	加热二段	加热一段
30 ~ 60	50 ~ 100	80 ~ 120	100 ~ 200	≥20	≥20	≥20
60 ~ 90	80 ~ 150	100 ~ 200	150 ~ 200	≥30	≥30	≥30
90 ~ 120	100 ~ 200	120 ~ 250	150 ~ 300	≥35	≥40	≥40
120 ~ 180	>200	>250	>300	≥40	≥40	≥40
>180	>300	>350	>400	≥50	≥50	≥50

1.5 炉体节能措施

1.5.1 多晶莫来石纤维

多晶莫来石纤维是一种超轻质高温耐火纤维, 是 $Al_2O_3 - SiO_2$ 系陶瓷纤维的一种^[6], 具有低热容、低导热率、容重小、黑度大、辐射能力强的特点, 可长期用作 1 600 °C 以下高温工业炉的绝热材料, 提高加热炉内热辐射传热效果。多晶莫来石纤维可以缓解火焰对炉体耐材、烧嘴砖、炉顶相对薄弱的压下梁直接冲刷, 减缓炉体急冷急热变化, 有效保护炉体耐材完整, 缩减炉体耐材检修过程工作量和工期。在同等工况条件下, 使用多晶莫来石纤维可以提高钢坯的加热速度和炉子的热辐射能力, 一定程度地降低燃气消耗。

在多晶莫来石纤维施工过程中, 必须先清除炉体表面的熔渣和结瘤, 使其平整、干净, 对于炉体出现松动脱落的部位必须在耐材修复后方可黏贴。在炉体与纤维块贴面均匀地涂上一层专业的高温黏结剂, 按一定的规则逐块黏贴, 纤维块之间

的缝隙由其压缩量膨胀而得到补偿, 黏贴完毕用木板将其压平, 如图 3 所示。

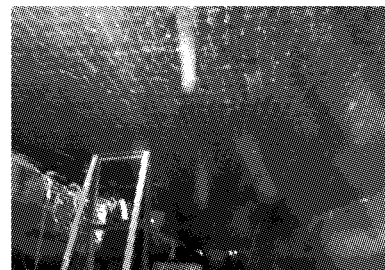


图 3 炉体黏贴多晶莫来石纤维块

在施工 30 min 后, 不能再对纤维块进行预压缩或按动等作业, 否则初期形成的层膜将被破坏, 黏结剂也无法补偿, 最终导致纤维块与黏结剂分层, 影响纤维块后期使用寿命。

1.5.2 高温远红外喷涂

高温远红外喷涂是在物体表面涂覆一层具有高发射率的材料, 使物体表面具有较强的辐射能力和吸收能力, 提高辐射传热效率。在加热炉内

热量的传递方式有对流、传导和辐射,当炉内温度高于 1 000 ℃时,炉气与金属工件之间的传热主要依靠辐射,加热炉辐射传热约占整个加热炉传热的 70%~80%,可通过提高辐射传热效率来提高加热炉整体传热效率^[7]。辐射传热量除与绝对温度 4 次方成正比外,还与炉衬内壁黑度的大小有关^[8],因此可以通过增加炉衬耐火材料的黑度来提高辐射能。高温远红外喷涂可在耐火材料表面涂上具有高发射率的材料,改变耐材表面的物理性能、形态、组织结构和应力状态,使炉衬表面具有很强的热辐射能力和吸收能力,提高辐射传热的效率,进而提高加热炉热效率,同时保护耐材,延长炉体使用寿命。辐射传热公式见式(1),高温远红外节能喷涂性能见表 2。

$$Q_{\text{辐}} = C_{\text{气壁料}} \left[\left(\frac{T_{\text{气}}}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_{\text{料}}}{100} \right)^4 \right] F_{\text{料}} \quad (1)$$

式中: $Q_{\text{辐}}$ —辐射投热量/W; $T_{\text{气}}$ —炉气温度/℃; $C_{\text{气壁料}}$ —炉气、炉壁向物料传热综合辐射换热系数/(W·m⁻²·℃⁻⁴); $T_{\text{料}}$ —连铸坯温度/℃; $F_{\text{料}}$ —物料的有效辐射面积/m²。

表 2 高温远红外节能喷涂性能

项目	指标
耐火度/℃	>1 810
线膨胀系数/℃ ⁻¹	7.8 × 10 ⁻⁶
发射率	>0.90
导热系数/ (W·m ⁻¹ ·℃ ⁻¹)	0.36
容重/(kg·m ⁻³)	(1.6~2.0) × 10 ³
附着力	优良级
硬度(莫式)	>6H
粒度	纳米、微米级

2 加热炉提产能降能耗技术应用效果

装钢时序由原来的 1 列→3 列→2 列→4 列时序循环优化为 1 列→2 列→3 列→4 列,同时将炉前板坯测长、测宽和实物、信息核对放在 SA8 处完成,原时序每座加热炉前最多存放 1 块板坯,目前可存放 2 块板坯等待装炉,每块板坯可缩短炉前等待时间约 6 s,轧制线轧制块数由 2021 年 22.7 块/h,提高到 2023 年 24.3 块/h。拓展新的

热送坯型以来,热送热装率由 2021 年的 55.55% 提高到 2023 年的 66.93%,年度累计待温时间 2021 年 12 372 min,2023 年缩短到 5 688 min,板坯在炉平均加热时间 2021 年 255.11 min,2023 年降低到 226.86 min。2021 年炉体耐材大修以后至今未出现大范围耐材脱落情况,炉况运行良好,延长了加热炉维修周期和使用寿命。

3 结语

莱钢厚板生产线加热炉提产能、降能耗是长期系统的工程,从现场实际情况出发,通过装钢时序优化、拓展新热送坯型、提高热送热装率、优化加热燃烧工艺、炉体节能改进等措施,取得了一定效果。莱钢厚板生产线 2021 年轧制总成品量为 153.6 万 t,煤耗 1.507 GJ/t,2023 年轧制总成品量创历史新高,达到 172.3 万 t,而煤耗则降低到 1.424 GJ/t,煤耗指标降低,节约成本 397.12 万元。2021 年~2023 年莱钢厚板生产线在提高产能、降低能耗方面取得了预期效果,但对标国内外更先进的产线还存在一定差距,仍需进一步优化改造、深挖潜能,在提产能、降能耗方面取得更好的效果。

参考文献

- 1 苗铁生,郑永伯. 轧钢加热炉降耗提效技术研究[J]. 冶金能源,2019,38(6):28-30,43.
- 2 汪竞锋. 舞钢板坯加热炉能耗分析及优化措施[J]. 宽厚板,2012,18(6):26-30.
- 3 李炜华,商存亮,邵玉红. 板坯热送热装工艺在安钢的实践[J]. 宽厚板,2002,8(5):20-21.
- 4 刘朋. 低钢温轧制工艺在中厚板生产中的应用[J]. 宽厚板,2020,26(4):27-30.
- 5 王丽云,金鑫鑫,马欣然,等. 减少板坯氧化烧损的技术探讨[J]. 宽厚板,2012,18(6):31-33.
- 6 王彦峰. 多晶莫来石纤维在宝钢热轧加热炉上的应用[J]. 工业炉,2019,41(3):69-72.
- 7 丁雪,黄学文. 节能涂料在加热炉上的应用[J]. 石油石化绿色低碳,2022,7(3):30-33,58.
- 8 李旭生,夏方乾,许仲德,等. 高温远红外节能涂料在铸管热处理炉上的应用[J]. 山东冶金,2005,27(2):62.

王新龙,男,2011年毕业于辽宁科技大学热能与动力工程专业,工程师。

收稿日期:2023-10-11

电极接口松动对 LF 精炼过程的影响及优化措施

王重君 刘志远 么敬文 郭文斌 王武仙 栾文林 宋稳强 王 飞
(唐山中厚板材有限公司)

摘要 电极接口松动是 LF 精炼过程中的一个常见问题,会导致温度分布不稳定、废气处理效果差、精炼时间和能耗增加,以及产品质量和生产效率下降。为了解决电极接口松动问题,进行生产数据分析,提出优化措施,通过电极紧固技术应用,改善电极接口稳定性。结果表明:电极接口稳定性提高,有效改善了电极导电率和流动场均匀度,升温速率加快,温度稳定性呈现向好发展趋势,能耗降低、精炼时间减少,产品质量和生产效率提高,填补了电极接口松动对 LF 精炼过程影响的研究空白,为 LF 精炼工艺的进一步优化提供了新的思路和方法。

关键词 电极接口松动 LF 精炼 温度分布 能耗 产品质量

The Influence of Electrode Coupling Looseness on LF Refining Process and Optimization Measures

Wang Chongjun, Liu Zhiyuan, Yao Jingwen, Guo Wenbin, Wang Wuxian,
Luan Wenlin, Song Wenqiang and Wang Fei
(Tangshan Medium and Heavy Steel Plate Co., Ltd.)

Abstract Electrode coupling looseness is a common problem in LF refining process, which leads to unstable temperature distribution, poor exhaust gas treatment result, increased refining time and energy consumption, decreased product quality and production efficiency. In order to resolve the problem of electrode coupling looseness, the production data is analysed and optimization measures are proposed, the electrode coupling stability is improved by means of electrode tightening technology application. The results show that the higher electrode coupling stability effectively improves the electrode conductivity and flow field uniformity, increases the heating up rate, improves the temperature stability, reduces the energy consumption and refining time, increases the product quality and production, which fills in the research gap of the effects of electrode coupling looseness on LF refining process, provides a new idea and method for further improvement of LF refining process.

Keywords Electrode coupling looseness, LF refining, Temperature distribution, Energy consumption, Product quality

0 前言

随着工业的发展,钢铁行业在现代社会中扮演着越来越重要的角色。LF 精炼作为钢铁冶炼过程中的关键环节,在钢铁生产中得到广泛应用,提高了钢材的质量和性能。然而,LF 精炼过程常常受到电极接口松动的影响^[1],导致电极之间缝隙变大,电极间电阻增加进而影响到 LF 炉内工作环境的稳定性和精炼效果。因此,研究电极接口松动对 LF 精炼过程的影响,提出相应的优化

措施,对于强化精炼效果、降低能耗和提高钢材质量具有重要的理论和实践意义。

研究表明,电极接口松动对 LF 精炼的影响是复杂且多方面的^[2,3]。首先,电极接口松动会导致温度分布不稳定,电极间隙大小和位置影响炉内的温度分布,进而影响炉内物料的加热和冷却效果;其次,电极接口松动会导致废气处理和冷却效果变差,影响炉内烟尘和废气的流动,进而影响废气处理系统的效率和冷却效果;再次,电极接

口松动还会增加精炼时间和能耗,降低加热效率;最后,电极接口松动对产品质量和生产效率也会产生不利影响,可能导致非金属夹杂物的增加以及成分不均匀,进而影响钢材的质量和性能。

1 电极接口松动的原因及其影响

1.1 松动原因

在 LF 炉精炼过程中,电极长期承受频繁的加热冷却循环^[4],各节电极之间的热胀冷缩不一致,且随着加热时间的延长,电极接头之间的压接面因热胀冷缩效应而逐渐变形,致使电极接头之间的接触面积减小,接触压力减弱,最终出现电极接口松动。此外,金属材料的回弹和抗压强度衰减也是导致电极接口松动的重要原因之一。

1.2 造成的影响

1.2.1 温度分布不稳定性与钢液流动性变差

电极接口松动后,会导致电流分布不均匀,进而造成局部电极过热。当电极局部温度比设定温度高 50 ~ 100 ℃ 时,会破坏炉内原有的温度分布,温度场将出现剧烈波动。如某 LF 炉在电极松动后,炉内温度分布监测结果显示电极最热处温度比炉心温度高出 80 ℃,而炉壁温度与炉心相差 150 ℃,温度场不稳定使精炼过程难以控制。

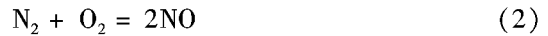
电极局部过热还会导致 LF 炉内钢液流动性变差。根据红外热像监测,电极过热区域对应熔池的流速比正常区域低 10%,原因为温度突变导致的密度与黏度变化,影响熔池内对流,电磁搅拌的效果也随之减弱。熔池流动性减弱将直接降低传热与传质速率,影响精炼效果。

因此,电极接口松动明显破坏 LF 炉内原有的温度分布与钢液流动状态,使精炼过程难以稳定控制,并对产品质量产生不利影响,必须及时监测并防止电极接口松动的发生。

1.2.2 废气处理和冷却效果变差

电极接口松动使炉内温度分布不均匀,容易使炉顶温度升高,影响废气的成分和特性,具体烟气反应如式(1)~式(4)^[5]。根据测量,电极过热后,废气中 CO、NO_x 的含量较电极正常工作时分别增加 20% 和 15%,这是因为高温促进红外线作

用下的 CO 生成反应及热 NO_x 的生成。



同时,废气温度明显升高,电极过热区对应废气温度比正常工作时增高 80 ℃ 左右。废气温度升高会降低布袋过滤装置的效率,不利于粉尘颗粒的捕集。

电极过热还使废气流动方向发生偏移,导致气流短路。根据烟气流动监测,电极过热区域的气流速率比正常区域高 20%,造成气流不均匀。废气排放途径的改变影响烟气处理效果,同时,电极过热影响炉壁的冷却效果。测量结果显示,电极过热区域对应的炉壁温度比其他区域高 30 ℃,这会加速炉壁的损耗。电极接口松动造成的电极过热严重影响废气处理和冷却系统的功效。

1.2.3 精炼时间和能耗的增加

电极接口松动会导致电能利用率降低。由于接触电阻的作用,在电流密度为 25 A/cm² 时,每处接触连接缝隙电能损失为 44.32 ~ 53.73 kW。根据测量,电极过热区域的电流密度比正常区域低 20%,而电阻增大 30%,表明电极过热区域的电能转化效率降低,更多电能因转化为热能而被损失掉,使整个 LF 精炼炉的电能利用率下降 10% 左右。同时,电极过热区域的传热效率较差,熔池流动性差,红外热成像检测结果显示,电极过热区域的炉内传热系数比正常区域低 15%。传热效率的下降直接降低了 LF 炉的加热速率,不同状态下电极消耗情况见表 1。

表 1 电极消耗情况

电极状态	累计处理 钢水量/t	平均升温时间/ (min · 炉 ⁻¹)	电极消耗/ (kg · t ⁻¹)
电极过热	13 458	15.34	0.307
正常状态	13 458	11.51	0.256

由表 1 可知,电极接口松动后,相同钢液量的升温时间比正常情况延长 33%,电极烧损增加 20%,导致生产效率下降、能源成本增加。

电极接口松动严重影响电能的利用效率和传热效率,延长精炼时间,增加能耗。必须对电极过热区域进行监测和控制,以提高 LF 炉的热效率和减少能源浪费,保证精炼过程的经济性。

1.2.4 产品质量和生产效率下降

电极接缝间距变大会增加电极电阻,降低导电率,导致熔池内温度和流动场不均匀,使渣系和钢液成分分布难以控制,直接影响产品质量。电极过热后,渣料熔化速度减缓,渣系各部分的化学成分出现明显偏差,CaO 含量比正常值偏低 2%,而渣中 Al_2O_3 、FeO 含量分别高出 30% 和 20%,不能满足精炼渣系质量控制标准,如图 1 所示。

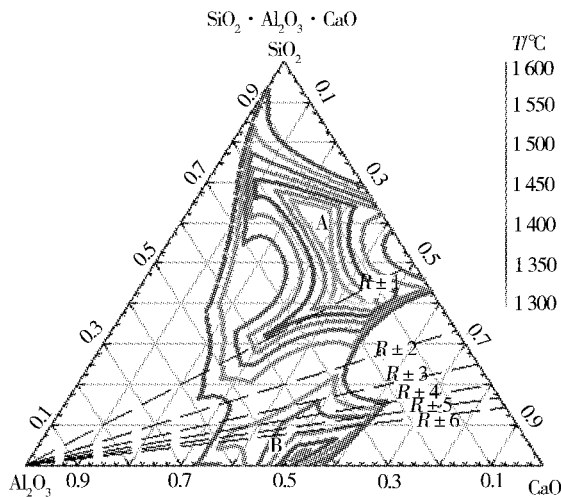


图 1 精炼三元渣系各组份示意图

电极接口松动造成的温度波动也严重影响渣系和过程温度的稳定性。局部电极过热后,熔池温度波动范围放大 80%,通过统计,278 炉钢液过程温度 $\pm 3\text{ }^\circ\text{C}$ 的命中率为 83.45%,表明熔炼过程难以稳定控制,也验证了成分温度和偏差的形成机理,如图 2 所示。

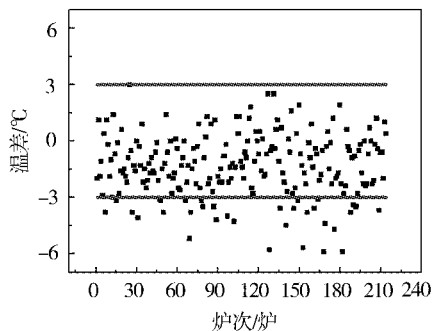


图 2 精炼温度范围数据分布图

由于电极接口松动造成的热效率降低和精炼时间增加,单台精炼炉的日产量下降 30% 左右,导致产能下滑。同时,电极接口松动也使钢包内壁损耗加剧,缩短了钢包使用寿命,据统计,电极接口松动后,钢包渣线位置耐材侵蚀严重,最深处侵蚀可达 200 mm,已经超过安全警戒范围,只能下线进行钢包修砌,严重影响钢包寿命和周转使用,增加烘烤成本,导致生产无法顺行。电极接口松动严重影响了产品质量控制和生产过程稳定性,同时也降低了生产效率。

2 优化措施与实施

为了解决电极接口松动对 LF 精炼过程的不良影响,提出了一系列优化措施,旨在改善电极接口的稳定性和精炼效果。

一种方法是使用螺栓或夹具将电极牢固地固定在电极横臂上,以减小电极接口的间隙,增大电极接头之间的接触面积和强化接触效果。操作时,应注意选择合适的紧固力度,既要保证紧固稳定,又要避免造成过度压力或损坏电极材料。目前中厚板公司在电极缝隙处使用螺栓进行固定,需要确保螺栓的预紧力适中,既充分固定电极接口,又不会过度压紧,以免造成应力集中。

另一种方法是将高温耐热的胶粘剂或填充物填充到电极接口处,通过精炼供电使其熔化并填充电极接口的间隙和电极丝扣处,以增加接触面的稳定性和紧密度。另外还使用电极浸泡技术,提高电极丝扣处的摩擦力和密实度,以增加电极与炉体之间的贴合性和稳定性,如图 3 所示。

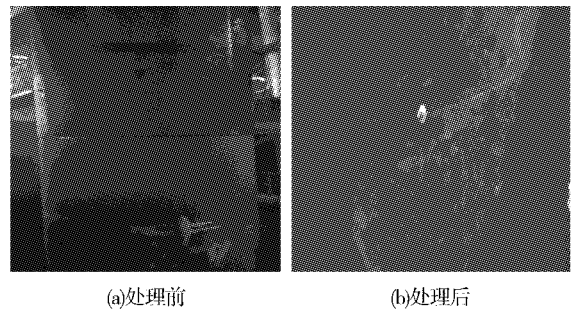


图 3 精炼电极优化前、后对比图

3 实施效果

(1)2023 年 5 月 ~ 2023 年 9 月,通过进行两

个 LF 精炼炉电极状态的对比试验,如表 2 所示。其中电极紧固处理前共计处理钢液 33.24 万 t,电极消耗 89.54 t,吨钢电极平均消耗为 0.26 kg;在同等工艺条件下,使用螺栓紧固后,共计处理钢液 35.33 万 t,电极消耗 84.21 t,吨钢电极平均消耗为 0.246 kg。

表 2 电极接口紧固前、后电极消耗的情况

电极接口 状态	处理钢液量/ 万 t	电极总消耗量/ t	吨钢电极消耗量/ ($\text{kg} \cdot \text{t}^{-1}$)
紧固处理前	33.24	89.54	0.269
紧固处理后	35.33	84.21	0.238

(2)通过对电极接口的紧固处理,有效改善了电极导电率,增加了电极接口的稳定性,进而提高了精炼钢包内钢液温度和流动场均匀度,精炼终点钢液温度 $\pm 3\text{ }^{\circ}\text{C}$ 命中率由 83.45% 提高到 93.5%,见图 4。

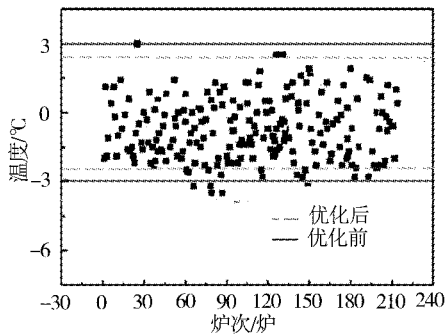


图 4 优化后温度分布图

(3)电极接口经过紧固调整,精炼升温速率显著提升,温度分布更加均匀稳定,炉内钢液流动性得到改善,废气排放量减少,冷却效果得到强化,精炼时间和能耗减少,有效提高产品质量和生产效率。

上述效果验证了设计优化措施在改善 LF 精炼工艺方面的有效性。电极接口经过紧固调整,精炼渣熔点呈降低趋势,通过提升给电操作时钢液升温速率,降低石灰消耗,强化化渣效果,渣系碱度有所提高,有利于降低精炼渣熔点。当钙铝比为 1~2 时,精炼渣系位于低熔点区域,如图 5 所示。

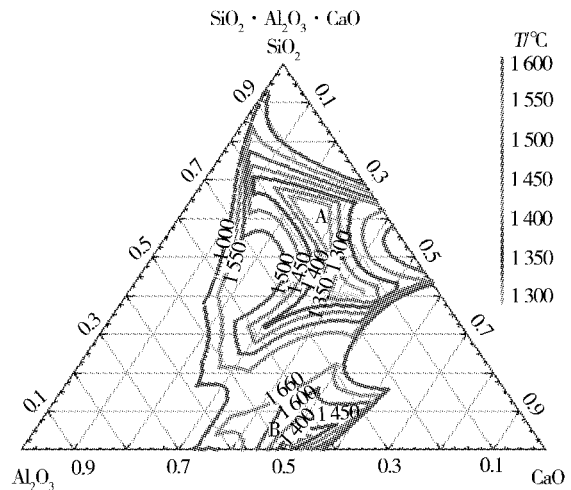


图 5 优化后精炼低熔点渣系示意图

5 结论

(1)电极接口松动,导致 LF 炉内温度分布不稳定和钢液流动性变差,废气处理和冷却效果受到影响,废气排放量、精炼时间和能耗增加,同时产品质量和生产效率也有所下降,对 LF 精炼过程的稳定性和经济性产生负面影响。

(2)优化措施的实施取得良好效果,使得电极接口更加紧固,确保了电极接头之间的良好接触。

(3)通过优化措施的实施,温度分布更加均匀稳定,炉内流动性得到改善,废气排放量减少,冷却效果得到提升,精炼时间和能耗减少,产品质量和生产效率提高。

参考文献

- 1 张豫川. 钢包精炼 LF 炉的控制开发和系统优化[J]. 中国新技术新产品, 2012(8): 128-130.
- 2 刘 强, 闫志国. LF 精炼炉智能数字电极控制系统性能分析[J]. 包钢科技, 2016, 42(3): 68-71.
- 3 刘文凭, 林 敏, 苗金鹏, 等. 降低 LF 炉石墨电极消耗的工艺研究[J]. 莱钢科技, 2013, (1): 35-37.
- 4 朱宗亮. 高温抗氧化柔性石墨的制备及性能研究[D]. 上海: 华东理工大学, 2016.
- 5 饶 娟, 张 盼, 何 帅, 等. 天然石墨利用现状及石墨制品综述[J]. 中国科学: 技术科学, 2017, 47(1): 13-31.

王重君, 男, 2008年毕业于河北理工大学冶金工程专业, 高级工程师。

收稿日期: 2023-10-17

· 技术讨论 ·

模拟焊后热处理对压力容器用 Q690E 钢板的影响

王 飞 肖春江 刘彦强 姚远方 李 峥
(河钢集团舞钢公司)

摘 要 随着氢气储罐用轻量化调质可焊接细晶粒钢使用的常态化,对其常规性能及焊后性能的要求越来越高。新型压力容器用 Q690E 调质高强度钢具有高强度、高韧性和良好的焊接性,且经过模拟焊后热处理后,压力容器用 Q690E 钢板强度和冲击韧性降低较少。针对 Q690E 钢的模拟焊后热处理态力学性能和组织变化展开研究,结果表明:加入 Ni、Cr、Mo 等合金元素,有利于提高调质钢的综合力学性能,模拟焊后热处理对冲击韧性的影响不大。

关键词 模拟焊后热处理 渗碳体 组织

Effect of Simulated Post Weld Heat Treatment on Q690E Steel Plate for Pressure Vessels

Wang Fei, Xiao Chunjiang, Liu Yanqiang, Yao Yuanfang and Li Zheng
(HBIS Group Wusteel Company)

Abstract With the normalization of the application of lightweight quenched and tempered weldable fine-grained steel for hydrogen tank. The requirements on the conventional and post weld properties of the steel become higher. The quenched and tempered high strength steel Q690E for the new type of pressure vessel has high strength, high toughness and good weldability, and there is less reduction in simulated post weld heat treated strength and impact toughness. This article investigates the mechanical properties and microstructure changes Q690E steel after simulated post weld heat treatment. The results show that the addition of Ni, Cr, Mo and other alloying elements is beneficial for improving the comprehensive mechanical properties of quenched and tempered steel, and the effect of simulated post weld heat treatment on impact toughness is not significant.

Keywords SPWHT, Cementite, Microstructure

0 前言

随着环保意识的不断增强和人们对可持续发展的追求,绿色低碳已经成为一种必然选择,绿色环保新能源迅速兴起,大有逐步替代传统能源的趋势。氢能源为新兴能源的典型代表之一,存储氢气的储罐设计标准得到不断完善和更新,对制造用原料钢板强度、冲击等常规力学性能提出更高的要求,轻量化调质可焊接细晶粒钢的使用趋于常态化,也成为最基本要求。根据储罐的使用和成型加工工艺,所用材料的常规性能及焊后性能须满足标准要求,这样才能提高整体安全系数。研究表明模拟焊后热处理使晶粒粗化和钢中第二

相粒子不断析出聚集长大是强度和韧性降低的主要原因^[1]。研发的新型压力容器用钢 Q690E 具有高强度、高韧性和良好的焊接性能,并且模拟焊后热处理态强度和冲击韧性降低较少,不仅交货态室温力学性能满足标准要求,模拟焊后热处理态力学性能也远远优于标准,能更好地满足液化石油、化工、储氢等领域的需求。

1 成分及力学性能要求

Q690E 属于调质型可焊接细晶粒钢,客户采购技术标准对 Q690E 钢板的成分和性能均有明确要求,其化学成分(熔炼分析)要求如表 1 所示,力学性能要求如表 2 所示。

表 1 Q690E 试验钢板熔炼成分控制范围(质量分数)

表 1 Q690E 试验钢板熔炼成分控制范围(质量分数)										%
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Nb	Ti	
≤0.13	0.15~0.35	1.2~1.6	≤0.01	≤0.005	≤0.8	≤0.8	0.3~0.5	0.2~0.3	0.01~0.02	

表 2 Q690E 试验钢板力学性能要求

$R_{\text{elt}}/\text{MPa}$	R_m/MPa	$A/\%$	冲击温度/ $^{\circ}\text{C}$	KV_2/J (横向)
≥690	770~940	≥14	-40	≥46

成品钢板被焊接成储罐,通过热处理消除焊接应力,改善焊缝质量,因此要求母材交货态和模拟焊后热处理态力学性能都满足标准要求。

2 生产工艺流程

2.1 工艺设计

铁水预处理→电炉冶炼→LF 精炼→真空脱气(RH 或 VD)→连铸→板坯加热→轧制→热处理→精整→探伤→性能检验→入库。

2.2 成分设计

新型压力容器 Q690E 钢板要求在低温条件下具有更高的强度、良好的低温韧性和焊接性能。在组织设计方面,优先考虑板条马氏体,板条马氏体高温回火后仍有良好的强韧性匹配,模拟焊后热处理态强度和韧性相对较稳定。

Q690E 钢板设计成分采用多元合金化设计,添加适量的 Cr、Mo 元素来提高钢板淬透性,增加马氏体含量,细化晶粒,进而提高钢板硬度和耐磨性,并使钢板在模拟焊后热处理态仍有较高的强度和韧性。同时添加 Nb、Ti 等微合金元素以细化晶粒,对提高焊缝性能有较大帮助。

2.3 炼钢工艺

炼钢时严格按优质铁水所占比例≥60%,其余使用自产板边进行控制。白渣保持时间≥30 min,严格控制 $P \leq 0.01\%$, $S < 0.003\%$,减少有害元素的含量,真空后软吹时间≥8 min。

2.4 加热及轧制工艺

钢坯加热温度 1 280 $^{\circ}\text{C}$,加热时间≥4 h。钢板轧制采用二阶段控轧工艺,第一阶段实施大压下量轧制,第二阶段因加入微合金元素 Nb,开轧温度相对较高,有利于控制板形。轧后钢板进行

快冷,返红温度≤750 $^{\circ}\text{C}$,热矫后堆垛缓冷,有利于扩氢,减少内应力,避免产生微裂纹,提高内部质量。

2.5 热处理工艺

试验钢板在辊底式热处理炉中加热到 880~940 $^{\circ}\text{C}$ 后出炉,在淬火装置淬火冷却,之后在回火炉中进行 630 $^{\circ}\text{C}$ 回火,使钢板均匀受热后出炉空冷,获得细小的回火马氏体,提高钢板的基础力学性能。

3 模拟焊后热处理工艺试验方案

在通常情况下,模拟焊后热处理会破坏基体性能,主要表现为降低拉伸性能。模拟焊后热处理稳定性是指钢板经过模拟焊后热处理的力学性能与母材力学性能相比,差距越小,模拟焊后热处理稳定性越好。在一般情况下,钢板的合金元素含量越高,其模拟焊后热处理稳定性越好。在实际生产过程中,主要是通过提高 Cr、Mo 等贵重合金元素含量提高整体淬透性,增加常规性能储备。

从热处理后钢板的宽度 1/4 处切取试样进行性能检测,然后,分别选取 580 $^{\circ}\text{C}$ 、590 $^{\circ}\text{C}$ 、600 $^{\circ}\text{C}$ 、610 $^{\circ}\text{C}$ 等 4 个温度进行模拟焊后热处理,其工艺制度见图 1。

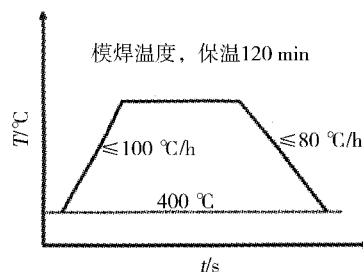


图 1 Q690E 钢板模拟焊后热处理工艺

4 模拟焊后热处理对性能和组织的影响

4.1 模拟焊后热处理对拉伸性能的影响

对于调质型高强钢,充分的高温回火已经改善钢板性能,焊后热处理可以有效消除焊接部位

应力,使其硬度下降,热影响区的冲击韧性显著提高^[2]。但有研究表明,模拟焊后热处理态钢板强度和交货态钢板强度并未发生大的变化^[3],也有报道称模拟焊后热处理态强度与回火态相比进一步降低^[4],这说明对于不同成分体系的母材,进行相应模拟焊后热处理后,所产生变化不一定相同。不同状态Q690E试验钢板拉伸性能见图2。

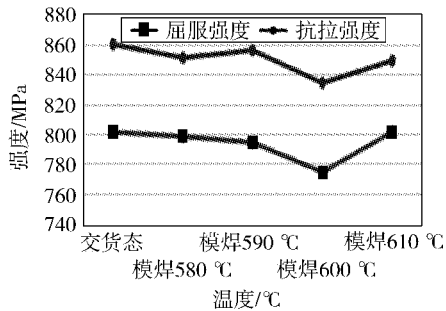


图2 不同状态 Q690E 钢板拉伸性能

从图2中看出,随着模拟焊后热处理温度的提高,Q690E钢板屈服强度和抗拉强度呈降低趋势,但由于其交货态屈服强度和抗拉强度有较大富余量,则模拟焊后热处理态强度仍有足够的富余量,远高于标准要求。

4.2 模拟焊后热处理对冲击性能的影响

对于调质型高强钢,受设备精度、回火程度等因素的影响,不同试板交货态冲击功存在一定的差异,导致模拟焊后热处理态冲击功也存在差异,将生产试板按标准GB/T 229—2007进行检验,结果见表3。

表3 试验钢板厚度1/2位置处冲击性能

试样状态	冲击温度/℃	KV ₂ /J(横向)
交货态	-40	226,274,200(233)
模焊580℃	-40	279,279,289(282)
模焊590℃	-40	199,261,264(241)
模焊600℃	-40	272,208,260(246)
模焊610℃	-40	268,264,291(274)

由表3可知,模拟焊后热处理对Q690E钢板的冲击韧性影响不大,主要因为设计成分中添加的Ni、Cr、Mo等合金元素增加了模拟焊后热处理态冲击性能的稳定性。

4.3 模拟焊后热处理对组织的影响

试验钢板交货态和610℃模拟焊后热处理态试验钢板的显微组织如图3所示。

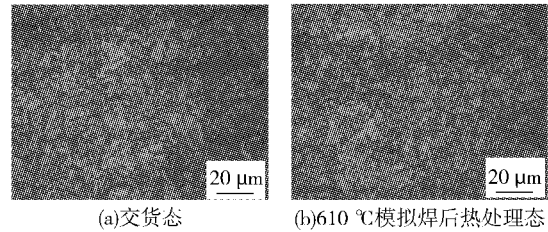


图3 试验钢板交货态、模拟焊后热处理态显微组织

由图3可知,试验钢板交货态和610℃模拟焊后热处理态金相组织都为回火马氏体和回火贝氏体的混合组织,经过高温回火后,残余奥氏体分解,基体内析出细小渗碳体。由于交货态的组织已经过高温回火并充分分解,再次进行较低温度模拟焊后热处理,整体组织变化不明显,说明较低温度的模拟焊后热处理对冲击韧性影响不大。

5 结论

(1)研发的Q690E钢具有高强度、高韧性和良好的焊接性,交货态和模拟焊后热处理态强度、冲击韧性都满足技术要求。

(2)模拟焊后热处理对Q690E钢板的冲击韧性影响不大,主要因为设计成分中添加的Ni、Cr、Mo等合金元素增加了模拟焊后热处理态冲击性能的稳定性。

参考文献

- 1 欧阳鑫,王 诸,胡昕明,等. 模拟焊后热处理对SA-516Gr.60容器钢组织和性能的影响[J]. 金属热处理,2019,44(9):219-222.
- 2 崔金鹏,杨智问,亓安芳,等. SA302C钢热模拟焊接和焊后热处理对热影响区性能的影响[J]. 锅炉技术,2009,40(1):53-57,62.
- 3 王 勇,孙殿东,王长顺,等. 模拟焊后热处理对SA-738Gr.B钢板组织及韧性的影响[J]. 压力容器,2014(1):10-14.
- 4 尹卫江,王甜甜,张志勇,等. 热处理对15CrMoR特厚钢板组织和力学性能影响研究[J]. 宽厚板,2018,24(6):6-9.

王 飞,男,2009年毕业于武汉科技大学冶金工程专业。

400HBW 级商用低合金耐磨钢的耐磨性能研究

孙煜^{1,2} 林江海^{3,4} 姜少宁^{4,3}

(1 上海赛疆精密机械有限公司; 2 山东太阳耐磨件有限公司; 3 山东省机械设计研究院; 4 齐鲁工业大学)

摘要 通过摩擦磨损实验,对两种 400HBW 级低合金马氏体耐磨钢 27MnTiB 和 35CrMo 进行耐磨性研究。结果表明:与 35CrMo 钢相比,27MnTiB 钢的平均摩擦系数较小。此外,白光干涉仪测量显示 27MnTiB 钢的磨损轨迹较窄且较浅,27MnTiB 钢的磨损体积和磨损率均小于 35CrMo 钢,展现出更好的耐磨性。扫描电镜观察发现两种样品磨痕形貌中均有犁沟和碎屑,35CrMo 钢的磨痕中存在分层,说明发生疲劳磨损。同时讨论磨损机理,并分析影响耐磨性的因素。

关键词 耐磨钢 合金元素 耐磨性能 磨损机制

Study on the Wear Resistance of 400HBW Grade Commercial Low Alloy Wear – resistant Steel

Sun Yu^{1,2}, Lin Jianghai^{3,4} and Jiang Shaoning^{4,3}

(1 Shanghai Saijiang Precision Machinery Co., Ltd.; 2 Shandong Sun Wear – resistant Parts Co., Ltd.; 3 Shandong Machinery Design&Research Institute; 4 Qilu University of Technology)

Abstract The wear resistance of 400HBW grade low alloy martensitic wear – resistant steels 27MnTiB and 35CrMo is investigated by friction and wear experiments. The results show that compared with 35CrMo steel, the average friction coefficient of 27MnTiB steel is smaller. In addition, the white light interferometer measurements show that the wear trajectory of 27MnTiB steel is narrow and shallow, and the wear volume and wear rate of 27MnTiB steel are less than those of 35CrMo steel, demonstrating better wear resistance. Scanning electron microscopy observations reveal plough furrows and debris in the wear scar morphology of both samples, and delamination is found in the wear scar morphology of 35CrMo steel, indicating that fatigue wear occurred. The wear mechanism is discussed and the factors affecting the wear resistance are analyzed.

Keywords Wear – resistant steel, Alloying element, Wear resistance, Wear mechanism

0 前言

低合金耐磨钢适用于多种复杂工况,在工程机械刃板中得到广泛应用,例如推土机刃板、挖掘机铲刃和平地机刃板等^[1]。接近 80% 的刃板失效是由磨损导致,其磨损机理涉及磨粒磨损、黏着磨损、氧化磨损和疲劳磨损^[2]。其中,磨粒的犁耕作用是导致刃板重量损失的主要原因^[3]。根据 N. Ojala 等人的研究,低合金耐磨钢的耐磨性主要取决于其表面硬度^[4],但硬度为 500 ~ 600HBW 的高级别低合金耐磨钢切割和焊接性能会降低,影响耐磨钢的后续加工^[5]。如何在

增加加工难度的同时提高低合金耐磨钢耐磨性能,受到越来越多的关注。

27MnTiB 和 35CrMo 是 400HBW 级别耐磨钢中较为常见的两个钢种。其中,27MnTiB 钢属于低合金中碳钢,主要成分是铁、碳、锰、钛和硼,具有优异的机械性能和热处理响应性,常用于制造具有高强度、高韧性要求的零件或构件^[6]; 35CrMo 钢属于 Cr – Mo 钢体系,化学成分接近 ASTM 4130 钢,是一种典型的中碳低合金结构钢,含有 0.8% ~ 1.1% Cr, 0.15% ~ 1.1% Mo,广泛应用于机械制造、汽车、石化等行业^[7]。

通过对比两种同等级硬度的 27MnTiB 和 35CrMo 耐磨钢板,分析影响材料耐磨性的因素。为了消除热处理过程对耐磨性的影响,对两种钢板采用相同的方法进行热处理,随后进行摩擦磨损实验,对比分析影响两种商用耐磨钢的耐磨性的因素。

1 实验材料及方法

27MnTiB 钢板和 35CrMo 钢板的设计成分如

表 1 27MnTiB 和 35CrMo 耐磨钢的设计成分(质量分数)

钢种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	B	Ti	Al
27MnTiB	0.26~0.31	0.15~0.35	1.10~1.45	<0.03	<0.03	0.53	<0.001	<0.3	0.0005~0.003	0.018~0.05	0.015~0.04
35CrMo	0.40	0.28	0.48	0.013	0.014	0.97	0.15	0.11			

通过线切割制取尺寸为(5×5×10)mm的成分分析样品,用砂纸打磨除锈后,再用超声波在无水乙醇中清洗 15 min,去除磨屑及机加工中的杂质。使用球磨机将处理完的样品粉碎成粉末,利用 ONH-5500 氧氮氢分析仪、HW-2000 碳硫分析仪和 OBLF-750 光谱仪分析表 1 中各元素含量。

耐磨性的对比采取常用的常温球盘摩擦磨损实验。将 27MnTiB 和 35CrMo 钢板在相同厚度、相同位置处使用线切割法切取直径为 55 mm、厚度为 5 mm 的摩擦磨损样品作为下摩擦副,上摩擦副采用直径为 6 mm 的 GCr15 钢球。在随后的分析中,27MnTiB 钢板的样品编号为 1#、2#,35CrMo 钢板样品的编号为 3#、4#。在进行实验之前,采用 1 000~1 500#砂纸打磨样品表面,随

表 1 所示,工艺流程:120 t 转炉冶炼→LF 钢包炉外精炼→RH 真空处理→板坯连铸→板坯缓冷→步进式加热炉加热→高压水除鳞→轧制→钢板探伤→缓冷→剪切(火焰)切割→取样。对耐磨钢板试样进行淬火+中低温回火热处理。淬火+中低温回火热处理工艺制度:加热温度 880 ℃,保温时间 80 min,水冷至室温;回火温度 450 ℃,保温时间 80 min,空冷。

后进行抛光处理,直至样品表面光亮无划痕。同样对处理好的下摩擦副使用超声波清洗剂在无水乙醇中清洗 15 min,去除打磨抛光过程中产生的杂质。摩擦实验在 UMT-3 型号的试验机上进行,摩擦形式为干摩擦,在旋转模式下磨损 20 min,磨损直径为 10 mm,旋转速率 200 r/min,载荷 10 N。摩擦磨损实验完成之后,利用 Contour Elite K 型号白光干涉仪测量磨损体积以及磨损截面,然后使用扫描电子显微镜观察磨损形貌,分析磨损机制和磨损程度。

2 分析与讨论

氧氮氢分析仪、碳硫分析仪及光谱仪测得各元素含量如表 2 所示,均在表 1 成分范围之内,说明实测成分符合设计成分要求。

表 2 27MnTiB 与 35CrMo 钢板实测成分(质量分数)

钢种	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	B	Ti	O	N
27MnTiB	0.30	0.22	1.20	0.021	0.0085	0.53	<0.001	0.016	0.004	0.030	0.00190	0.0063
35CrMo	0.40	0.28	0.48	0.013	0.0140	0.97	0.150	0.110			0.00052	0.0027

摩擦系数是材料耐磨性能的重要指标^[8]。一般来讲,摩擦系数越低代表其耐磨性能越好。图 1(a)、(b)分别是 27MnTiB 和 35CrMo 钢板在旋转模式下摩擦系数随时间变化的曲线。摩擦系数受摩擦副状态的影响,在摩擦初始阶段,摩擦副

之间的接触主要是点接触,摩擦阻力较小,摩擦系数也较小;随着磨损的进行,上摩擦副与下摩擦副接触部分发生磨损,有效接触面积随时间逐步增大,接触面不断破碎引起磨粒数量不断增加,新产生的磨粒不断对上、下摩擦副基体进行磨削,磨粒

磨损加剧^[9],点接触变为面接触,实际接触面积增加,阻力增大,摩擦系数迅速增大,这一阶段的时间较短,约 100 s 后,摩擦系数进入磨合阶段,此时,摩擦系数曲线整体趋于稳定,数值波动较小,表示磨损已经进入稳定磨合阶段。最后,在摩擦热、表面氧化和表面硬化的共同作用下,上、下

摩擦副基体磨粒的产生和溢出达到稳定状态,上、下磨损表面不再扩大,摩擦系数趋于稳定^[10]。由图 1 可知,进入稳定磨合阶段之后 27MnTiB 钢板的平均摩擦系数为 0.682,与 35CrMo 钢板的平均摩擦系数 0.713 相比较小,初步证明 27MnTiB 钢板比 35CrMo 钢板具有更好的耐磨性。

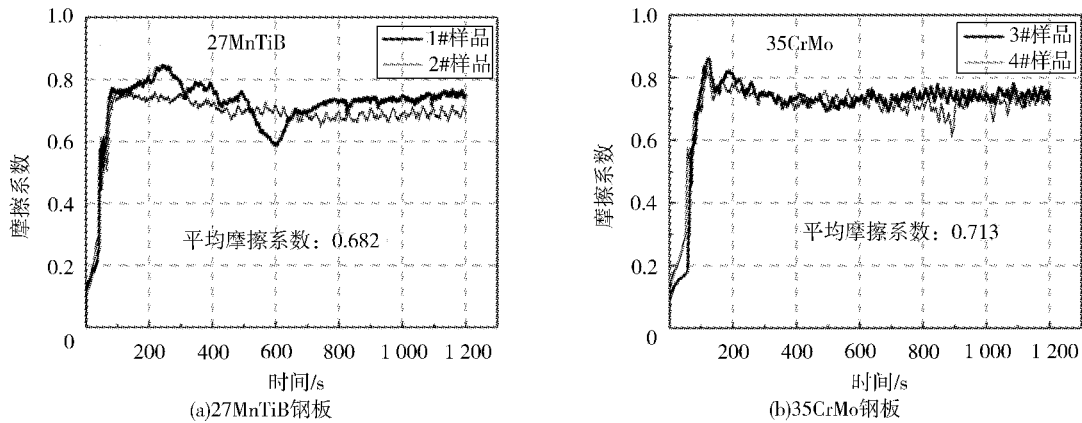


图 1 27MnTiB 和 35CrMo 钢板在旋转模式下摩擦系数随时间变化的曲线

通过白光干涉仪获得的 27MnTiB 和 35CrMo 钢板 3D 表面如图 2(a)、(b) 所示。为了更清晰地比较两种样品的磨损形貌,绘制了磨损轨迹曲线,如图 2(c)、(d) 所示。27MnTiB 钢板和 35CrMo 钢板各 2 组平行实验的磨损轮廓均较接

近,27MnTiB 钢板磨痕的最深处为 37 μm,宽度为 1.4 mm,35CrMo 钢板磨痕的最深处为 42 μm,宽度为 1.5 mm;与 35CrMo 钢板相比,27MnTiB 钢板的磨损轨迹较窄且较浅,与摩擦系数相对应,展现出较好的耐磨性。

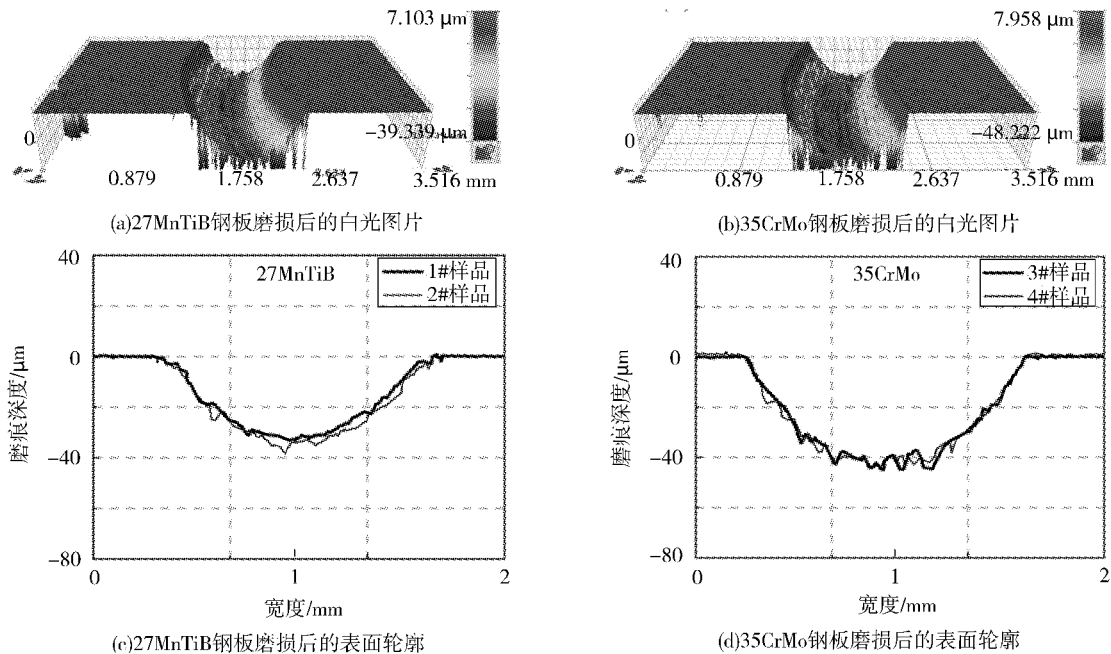


图 2 27MnTiB 和 35CrMo 钢板磨损后的白光图片和表面轮廓

随后根据磨损轮廓计算出磨损体积,结果如图 3 所示。

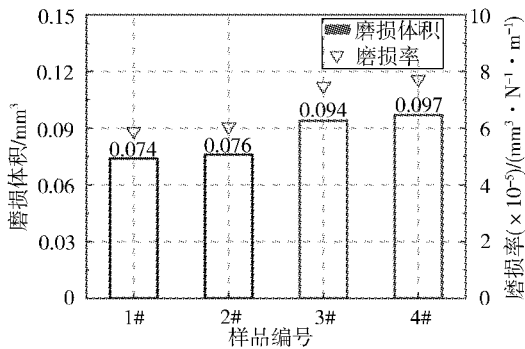


图 3 27MnTiB 和 35CrMo 钢板的磨损体积和磨损率

27MnTiB 钢板的 2 个平行样品磨损体积分别是 0.074 mm³ 和 0.076 mm³;35CrMo 钢板的 2 个平行样品磨损体积分别是 0.094 mm³ 和 0.097 mm³。磨损率可以通过 Archard 磨损定律中的公式计算并据此确定样品的耐磨性^[11],见式(1)。

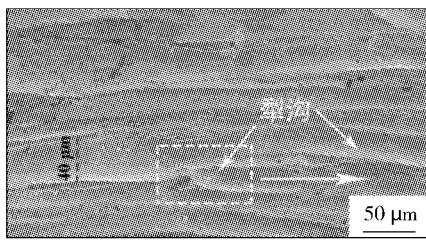
$$W = \frac{V}{NL} \quad (1)$$

式中:W - 样品磨损率/(mm³·N⁻¹·m⁻¹); V - 样品磨损体积/mm³; N - 施加载荷/N; L - 磨损过程中的总距离/m。

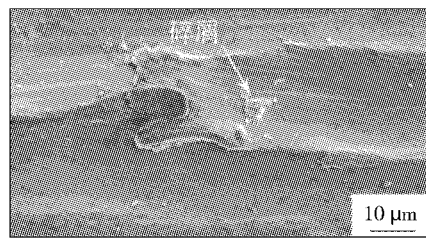
27MnTiB 和 35CrMo 钢板所使用的载荷都是

10 N,磨损距离是 125.6 m。经计算,27MnTiB 钢板的磨损率分别是 5.89 × 10⁻⁵ mm³/(N·m) 和 6.05 × 10⁻⁵ mm³/(N·m);而 35CrMo 钢板对应的磨损率分别是 7.48 × 10⁻⁵ mm³/(N·m) 和 7.72 × 10⁻⁵ mm³/(N·m)。磨损率越小,耐磨性越好,因此 27MnTiB 钢板的耐磨性更好。

为了分析影响耐磨性的因素,对磨损表面进行观察,图 4、图 5 显示了 27MnTiB 和 35CrMo 钢板磨损后的微观形貌。从图 4(a)、图 5(a)中可以看出,两个样品中都产生了犁沟,犁沟的方向与磨损的方向一致,并且犁沟内侧存在碎屑和犁屑。犁沟和碎屑的形成表明磨损过程中存在磨粒磨损和黏着磨损。从 27MnTiB 与 35CrMo 钢板的磨损机理来看,较小的磨粒在磨损过程中被较大的磨粒挤压,随之发生变形、断裂,最后以切屑或犁屑的形式脱离磨损表面,造成材料磨损^[12]。经过测量,27MnTiB 和 35CrMo 钢板犁沟宽度分别为 40 μm、48 μm。图 4(b)、图 5(b)分别是图 4(a)和图 5(a)中虚线框区域的放大图,可以更清楚地看到犁沟中的碎屑。此外,在 35CrMo 钢板的磨痕中发现钢板分层,表明 35CrMo 钢板除磨粒磨损和黏着磨损外还产生疲劳磨损^[13]。

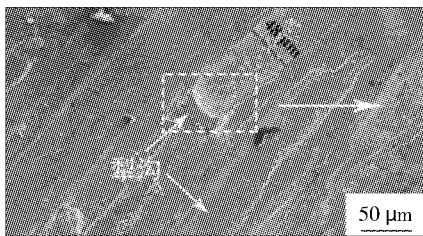


(a)犁沟

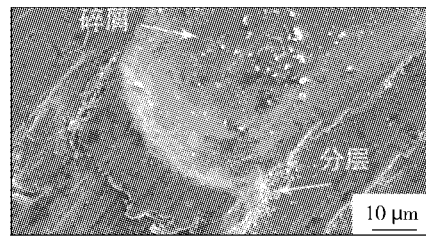


(b)碎屑

图 4 27MnTiB 钢板磨痕形貌



(a)犁沟



(b)碎屑

图 5 35CrMo 钢板磨痕形貌

如图 4(a)中虚线框标出位置所示,27MnTiB 钢板的犁沟并不像 35CrMo 钢板一样均匀,而是

出现宽度变窄的现象。虚线框中的颗粒可能对犁沟的扩展具有抑制作用,但是切向力的作用使磨

粒绕过颗粒继续运动,陆春洁等人的研究中也发现这一现象^[14]。文献[15]中提到,当 Ti 含量为 0.03% 时,回火过程中产生的 TiC 颗粒具有较高硬度,并且与基体牢固结合。磨粒在磨损的过程中难以穿过分布在基体中的 TiC 颗粒,使磨粒对基体的切削作用降低,从而提升材料的耐磨性。Ti 含量达到 0.03% 的耐磨钢耐磨性是不含 Ti 耐磨钢的 1.307 倍^[14],因此 0.03% 含量的 Ti 元素是 27MnTiB 钢板耐磨性较好的主要原因。

3 结论

(1) 27MnTiB 钢板的平均摩擦系数、磨损体积和磨损率均小于 35CrMo 钢板,具有更好的耐磨性。

(2) 由 27MnTiB 和 35CrMo 钢板磨痕形貌中的犁沟和碎屑可推断,在磨损过程中磨损主要是磨粒磨损和黏着磨损。

(3) 35CrMo 钢板的磨痕中发现分层,表明发生疲劳磨损。

(4) 27MnTiB 钢板在回火过程中产生 TiC 颗粒,使基体不容易被磨屑等犁耕,磨损过程中这些颗粒具有阻碍磨粒磨损的作用,从而使得 27MnTiB 钢板具有更强的耐磨性。

参考文献

- Barsoum M W. The $M_{N+1}AX_N$ phases: A new class of solids: Thermodynamically stable nanolaminates [J]. *Progress in Solid State Chemistry*, 2000, 28(1-4): 201-281.
- Zhang F M, Du M L, Fan K W, et al. Fabrication and mechanical properties of network structured titanium alloy matrix composites reinforced with Ti_2AlC particulates [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 776: 139065.
- Zhang P, Qiu H, Cao L, et al. Effect of TiC on the impact abrasive wear resistance of low alloy martensitic steel [J]. *Tribology International*, 2022, 175: 107866.
- Ojala N, Valtonen K, Heino V, et al. Effects of composition and microstructure on the abrasive wear performance of quenched wear resistant steels [J]. *Wear*, 2014, 317(1-2): 225-232.
- Li B H, Liu Y, Li J, et al. Effect of sintering process on the microstructures and properties of in situ TiB_2 -TiC reinforced steel matrix composites produced by spark plasma sintering [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2010, 210(1): 91-95.
- 秦坤, 尹绍江, 霍晶晶, 等. 推土机铲斗用调质耐磨钢 27MnTiB 的开发. 第十二届中国钢铁年会论文集—6. 先进钢铁材料 [C]. 北京: 冶金工业出版社, 2019.
- Wang Z, Lin T, He X B, et al. Fabrication and properties of the TiC reinforced high-strength steel matrix composite [J]. *International Journal of Refractory Metals and Hard Materials*, 2016, 58: 14-21.
- Li C R, Deng X T, Huang L, et al. Effect of temperature on microstructure, properties and sliding wear behavior of low alloy wear-resistant martensitic steel [J]. *Wear*, 2020, 442-443: 203125.
- 温华. 奥氏体与马氏体耐磨钢磨损性能及机理的研究 [J]. *山西焦煤科技*, 2019, 43(12): 17-21.
- Tang Y H, Ji P F, Li B, et al. Effect of loading on microstructure and friction and wear behavior of an austenite lightweight steel [J]. *Tribology International*, 2023, 177: 108006.
- Yuan Q, Chai L J, Yang T, et al. Laser-clad FeCrAl/TiC composite coating on ferrite/martensitic steel: Significant grain refinement and wear resistance enhancement induced by adding TiC [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2023, 456: 129272.
- 李冠楠, 宋仁伯, 裴庆涛, 等. Cr 元素对热轧耐磨钢显微组织和耐磨性的影响 [J]. *中国冶金*, 2021, 31(8): 35-39.
- Yan X C, Hu J, Yu H, et al. Unraveling the significant role of retained austenite on the dry sliding wear behavior of medium manganese steel [J]. *Wear*, 2021, 476: 203745.
- 陆春洁, 邵春娟, 镇凡, 等. 低 Ti 含量 (0~0.15%) 对高强度钢耐磨性的影响 [J]. *金属热处理*, 2023, 48(5): 104-109.
- 胡锋, 王帅, 成林, 等. 耐磨钢中 Ti 的析出行为及其对冲击磨损性能的影响 [J]. *材料热处理学报*, 2023, 44(1): 126-136.

孙煜, 男, 通讯作者, 2010年毕业于英国伦敦帝国理工大学高级机械工程专业, 硕士, 工程师。

收稿日期: 2023-10-25

NM500 级高强度低合金耐磨钢的研制开发

李行¹ 尹绍江¹ 訾文胜¹ 秦坤¹ 张学¹ 郝鑫¹ 李可斌²

(1 唐山中厚板材有限公司; 2 唐钢技术中心)

摘要 在研制开发 NM500 级高强度低合金耐磨钢过程中,通过设计合理成分体系及淬火 + 回火工艺方案,实现塑韧性与硬度匹配良好、高强度低合金耐磨钢 NM500 的稳定生产。布氏硬度均在 489 ~ 528HBW,显微组织观察发现厚度截面为全马氏体组织。针对典型工艺的成品钢进行冲击磨料磨损耐磨对比试验,结果显示:NM500 级高强度低合金耐磨钢的相对耐磨性优于 NM400 和 NM450 级高强度低合金耐磨钢,为 Q355B 级高强度低合金耐磨钢的 8.30 倍。

关键词 低合金耐磨钢 淬火 + 回火热处理 耐磨性

Research and Development of NM500 Grade High Strength Low Alloy Wear – resistant Steel

Li Hang¹, Yin Shaojiang¹, Zi Wensheng¹, Qin Kun¹, Zhang Xue¹, Hao Xin¹ and Li Kebin²

(1 Tangshan Medium and Heavy Steel Plate Co., Ltd.; 2 Technology Center of Tangsteel)

Abstract In the research and development process of NM500 grade high strength low alloy wear – resistant steel, stable production of high strength low alloy wear – resistant steel with good matching between plasticity – toughness and hardness is achieved by designing rational composition system and quenching + tempering process. Brinell hardness scale falls between 489HBW and 528HBW, the full martensite structure is discovered at the thickness cross – section in microstructure observation. Impact abrasive wear resistance comparison test is performed on the finish steel product of typical process, the results show that the relative wear – resistance of NM500 grade high strength wear – resistant steel is superior than that of NM400 and NM450 grade high strength low alloy wear – resistant steel, which is 8.30 times higher than that of Q355B grade high strength low alloy wear – resistant steel.

Keywords Low alloy wear – resistant steel, Quenching + tempering heat treatment, Wear resistance

0 前言

近年来,瑞典、德国和日本等国家在耐磨钢的研究、开发方面取得了较大进展,通过改进成分设计、应用直接淬火技术,相继开发出强韧性和焊接性优良的 NM400、NM500 甚至 NM600 系列耐磨钢产品。由于应用了先进工艺技术,减少了合金元素添加量,简化了热处理工艺,钢的制造成本实现大幅度降低,企业的经济效益得到较大提高^[1]。目前,我国耐磨材料的生产已逐渐向量大、面宽和规模化发展,专业生产企业众多,并形成专门服务于矿山、建材和发电的原材料供应链。其生产工艺、设备条件以及质量控制方面均有很大的改善,从而大大降低了易损件的消耗

指标和成本。国内市场的低合金耐磨钢中低端产品供大于求,高端耐磨钢仍需要进口。从减少进口、提高国产化角度出发,高档次低合金耐磨钢的市场份额必将逐步增大。为此,唐山中厚板材有限公司研制开发出 NM500 级高强度低合金耐磨钢,其强度、韧性、硬度均满足工程机械用高强度耐磨钢板的力学性能要求^[2-4]。

1 成分设计

低合金耐磨钢合金质量分数较低,一般为 3% ~ 5%,常用合金元素包括 Cr、Si、Mn、Mo、V、W、B、RE 等^[5];综合力学性能良好,硬度较高,采用多元素复合合金化获得淬硬态组织,可在较大范围内控制硬度和韧性的匹配关系,在各类磨料

磨损工况 F 均可获得较好的耐磨性;淬透性良好,适当调整合金元素,可使不同尺寸工件淬透;价格相对低廉,经济效益较高^[6,7]。基于以上几

个方面考虑进行成分体系设计,以实现合金强化、提高淬透性,达到生产塑韧性与硬度匹配良好、高强度低合金耐磨钢 NM500 的目的,如表 1 所示。

表 1 NM500 级高强度低合金耐磨钢化学成分设计(质量分数)

C	Si	Mn	P	S	Als	Cr、Ti、Mo	Nb	B
0.20~0.30	0.15~0.40	0.80~1.20	≤0.014	≤0.004	0.020~0.050	0.30~0.80	0.010~0.030	0.001~0.004

2 生产工艺

2.1 生产工艺流程

结合中厚板目前工艺装备水平及钢种的特点,制定以下工艺路线:铁水预处理→转炉冶炼→LF 炉、VD 炉精炼→连铸→轧制→UFC 超快冷→热矫直→精整→调质→探伤→检验、标识、入库。

2.2 冶炼

按照 NM500 级耐磨钢的设计成分进行冶炼,其中,RH 真空处理在真空度 133 Pa 以下保持 15 min。连铸执行高端塑料模具钢的配水制度,二冷段五区、六区、七区、八区的边部冷却水关闭,结晶器使用通宇 P20 保护渣。有害元素控制目标 $S \leq 0.004\%$, $P \leq 0.014\%$, $N \leq 0.004\%$, $H \leq 0.0002\%$,夹杂物级别控制在细系 1.5 级以下。铸坯中心偏析和中心疏松级别均控制在 1.0 级以下。

3K04997 炉号 250 mm 厚度连铸坯的低倍照片如图 1 所示,铸坯低倍检验结果为中心偏析 C 类 0.5 级,无缩孔。未发现中间裂纹、角裂、三角区裂纹、针状及蜂窝状气孔等缺陷。

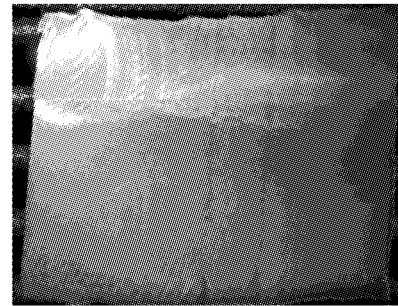


图 1 低倍酸洗照片

250 mm 厚度规格 NM500 级耐磨钢连铸坯厚度方向主要合金元素分布如表 2 所示。

表 2 NM500 级耐磨钢连铸坯厚度方向元素分布(质量分数)

厚度方向位置	C	Si	P	Mn	Cr	Nb	Ti	B
上表面	0.303	0.272	0.007	1.000	0.443	0.013	0.025	0.016
上 1/4 厚度处	0.301	0.271	0.006	0.990	0.442	0.013	0.024	0.016
中心处	0.274	0.260	0.007	0.950	0.442	0.012	0.024	0.016
下 1/4 厚度处	0.299	0.270	0.005	0.970	0.443	0.013	0.025	0.016
下表面	0.302	0.272	0.007	1.000	0.444	0.013	0.024	0.016

铸坯厚度方向表面处与中心区域的 C 质量分数差值最大,为 0.029%。Si 质量分数在厚度方向各位置的最大差值为 0.012%,P 质量分数的最大差值为 0.002%,Mn 质量分数在中心区域较低,最大差值为 0.05%。Cr、Nb、Ti、B 等合金在厚度方向分布均匀,元素质量分数差值极小。

2.3 热轧工艺

为了使微合金元素在加热阶段得到充分溶解,同时保证钢坯的温度均匀,将均热温度设计为 1 180~1 250 °C,保温时间在 1.5 h 以上,消除钢坯黑腰等缺陷。采用两阶段控制轧制,一阶段开

轧温度 1 000~1 100 °C,待温至 880~930 °C 进行二阶段轧制。展宽轧制和再结晶轧制道次压下率大于 13%,以保证奥氏体晶粒度;精轧末道次采用小变形量,以保证板形。轧后超快速冷却,减小钢板热轧态偏析,保证组织均匀细化。

2.4 钢板热处理和产品实物质量

热轧钢板进入辊底式辐射管热处理炉加热至 880~920 °C,经过一段时间保温,在淬火机中进行淬火处理。高压段水量 1 500~4 000 m³/h,低压段水量 500~2 500 m³/h,辊速 0.05~0.45 m/s,辊缝根据板厚设定。淬火后进行低温回火处理,

回火温度 190 ~ 350 ℃。

对不同厚度规格热处理态 NM500 级耐磨钢板进行拉伸和冲击性能检测,并进行表面、近表面、厚度 1/4 处及心部硬度检测,如表 3 所示。由表 3 可知,屈服强度 1 195 ~ 1 397 MPa,抗拉强度

1 727 ~ 1 791 MPa,伸长率 10% ~ 18.5%, -20 ℃ 冲击功 35 ~ 74 J,同 1 张钢板表面及截面硬度分布均匀,在 489 ~ 528HBW 之间,完全满足国标和客户要求。观察热处理态 NM500 级耐磨钢显微组织,其厚度截面为全马氏体组织,见图 2。

表 3 NM500 级高强度低合金耐磨钢力学性能及布氏硬度值检测

厚度/ mm	R_m / MPa	$R_{p0.2}$ / MPa	$A_{50}/\%$	冲击温度/ ℃	KV_2 (纵向)/ J	表面硬度(HBM)			近表面硬 度(HBM)	1/4 处硬度 (HBM)	心部硬度 (HBM)
						头部	中间	尾部			
10	1 758	1 330	10.5	-20	35,39,49	511	517	516	515	510	505
14	1 791	1 325	18.5	-20	45,49,58	509	511	504	512	504	498
20	1 729	1 397	15.5	-20	67,63,69	512	528	522	527	520	511
25	1 739	1 204	10.0	-20	58,53,57	498	510	499	511	500	491
30	1 727	1 195	13.5	-20	74,73,68	491	499	504	502	497	489

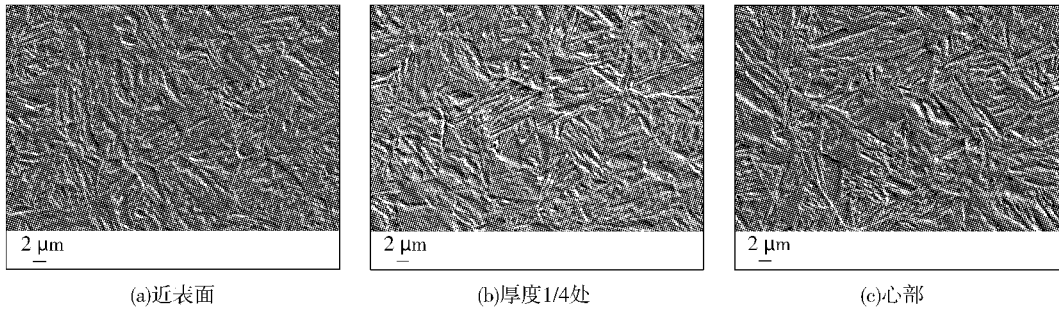


图 2 热处理态 NM500 级高强度低合金耐磨钢截面组织形貌

3 耐磨性研究

3.1 试验材料与工艺

选取 NM400、NM450、NM500 级耐磨钢工业

生产样为试验材料,将 Q355B 钢板作为试验用对比参照钢,化学成分如表 4 所示,生产工艺如表 5 所示。

表 4 试验用钢的化学成分(质量分数)

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	Nb	B	Als	%
NM400	0.17	0.27	1.03	0.014	0.003	0.614	0.022	0.015	0.001 5	0.026	
NM450	0.23	0.25	1.11	0.014	0.003	0.657	0.025	0.014	0.001 7	0.030	
NM500	0.29	0.25	1.02	0.013	0.003	0.425	0.021	0.012	0.001 5	0.026	
Q355B	0.17	0.20	1.38	0.023	0.003		0.012	0.026		0.016	

表 5 试验用钢的轧制及热处理生产工艺

牌号	二次开轧温度/℃	终轧温度/℃	返红温度/℃	淬火工艺	回火工艺
NM400	912	846	671	890 ℃ × 50 min	200 ℃ × 75 min
NM450	925	857	668	890 ℃ × 50 min	200 ℃ × 75 min
NM500	909	836	675	890 ℃ × 50 min	200 ℃ × 75 min
Q355B	924	812	671		

3.2 试验方法

为模拟与工程机械和矿山机械相似的磨损工况,进行冲击载荷作用下的磨料磨损试验。将试

验材料作为上试样,按照试验标准要求,将试样加工成(10 × 10 × 30) mm 尺寸,表面打磨光滑,2 个断面严格与侧面垂直。采用淬火 45 号钢作为下

试样,其硬度为 572HBW,高于上试样。试样加工示意图如图 3 所示。

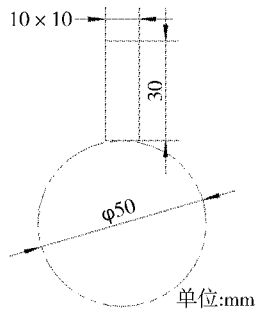


图 3 试样加工示意图

表 6 试验钢的磨损量与相对耐磨性

牌号	磨损量/g			磨损率/ (g·h ⁻¹)	耐磨性/ (h·g ⁻¹)	相对耐磨性
	30 min	60 min	90 min			
NM400	0.166 3	0.330 0	0.511 0	0.34	2.94	4.45
NM450	0.099 6	0.170 1	0.341 1	0.23	4.40	6.67
NM500	0.059 6	0.089 9	0.273 9	0.18	5.48	8.30
Q355B	0.562 2	1.347 8	2.274 7	1.52	0.66	1.00

对 NM400、NM450、NM500 级耐磨钢以及 Q355B 钢标准试样进行冲击载荷作用下的磨料磨损试验,以 Q355B 钢作为参照对象得到相对耐磨性。由表 6 可知,同一钢种随着冲击次数和磨损时间的增加,相同磨损时间的损失量逐渐增加。

材料的耐磨性通常和硬度成正比,硬度越高则耐磨性越好。由表 6 还可知,NM400 级耐磨钢的相对耐磨性是 Q355B 钢的 4.45 倍,NM450 级耐磨钢的相对耐磨性是 Q355B 钢的 6.67 倍,NM500 级耐磨钢的相对耐磨性是 Q355B 钢板的 8.30 倍。通过淬火 + 回火热处理工艺生产的低合金高强度耐磨钢耐磨性能明显优于 Q355B 钢。

4 结论

(1) NM500 级高强度低合金耐磨钢的成分和工艺可行。

(2) 采用此工艺生产的 NM500 级高强度低合金耐磨钢表面、近表面、厚度 1/4 处以及心部硬度均匀,低温冲击韧性良好。

(3) 钢板经淬火 + 回火处理后,内部组织均匀,获得全马氏体组织。

(4) 工业成品钢的相对耐磨性试验结果表明,NM500 级耐磨钢的耐磨性明显优于 Q355B 钢。NM500 级耐磨钢的相对耐磨性优于 NM400

每个试样的冲击磨损试验时间为 90 min,每隔 30 min 称重一次。在每次称重前,采用超声波清洗器将试样清洗 15 min,随后吹干,以清除附着在磨损试样表面的污渍及铁屑,确保测量值足够精确。在精度为 0.000 01 g 的电子天平上进行称重,记录试验钢及参照钢的失重量,并对其耐磨性进行评定。

3.3 试验结果与分析

首先计算出各试验钢的磨损量,并以 Q355B 钢为标准样,计算出各试验钢的相对耐磨性,试验结果如表 6 所示。

和 NM450 级耐磨钢,且为对比材料 Q355B 钢的 8.30 倍。

(5) NM500 级高强度低合金耐磨钢的成功开发,为其他调质高强钢开发提供了宝贵经验,具有良好的经济效益和社会效益。

参考文献

- 雷爱娣,蔡庆伍,姚春发,等. 回火温度对 NM400 钢组织和耐磨性能的影响[J]. 热加工工艺,2010,39(10):179-182.
- 徐佐仁,荣雪华,庄和铃,等. 马氏体前组织的低合金高强度钢经临界区热处理后的组织和性能研究[J]. 上海交通大学学报,1983,(1):79-90.
- 赵英利. 1 500 MPa 级直接淬火马氏体钢的组织控制与强化机理研究[D]. 昆明:昆明理工大学,2010.
- 王立军,蔡庆伍,余伟,等. 1 500 MPa 级低合金超高强钢的微观组织与力学性能[J]. 金属学报,2010,46(6):687-694.
- 全健民. 低合金耐磨钢的合金设计[J]. 机械工程材料,1990,(3):32-35.
- 杨汉,曲锦波,陆春洁. 淬火工艺对超高强度特厚板组织性能的影响[J]. 金属热处理,2016,41(8):67-72.
- 罗丽军. 国外高强度耐磨钢生产概述[J]. 宽厚板,2008,14(3):46-48.

李行,男,2016年毕业于桂林电子科技大学机械工程专业,硕士研究生,工程师。

马钢 120 t LF 精炼炉钢液温度预测模型的应用与优化实践

孙涛¹ 孙波² 王勇²

(1 马鞍山钢铁股份有限公司制造管理部; 2 马鞍山钢铁股份有限公司长材事业部)

摘要 针对 LF 精炼炉钢液温度控制过度依赖人工经验的问题, 马钢长材事业部以 120 t LF 精炼炉为研究对象, 基于能量平衡原理, 计算分析 LF 精炼过程中输入电能、合金化、炉渣热效应、钢包内衬散热、渣面辐射、吹氩搅拌和烟气热损失等热量对钢液温度的影响, 建立 LF 精炼钢液温度的预测模型。经过跟踪实际生产试验、测温校正并优化模型, 使模型取得了良好的应用效果。模型预测温度与实际测量值偏差绝对值 ≤ 5 °C 的比例为 97.73%, 偏差绝对值 ≤ 6 °C 的比例为 100%。

关键词 LF 精炼 钢液 温度控制 传热计算 预测模型

The Application and Optimization Practice of Prediction Model for Molten Steel Temperature in Masteels 120 t Ladle Furnace

Sun Tao¹, Sun Bo² and Wang Yong³

(1 Manufacturing Management Department of Ma'anshan Iron and Steel Co., Ltd.;
2 Long Product Division of Ma'anshan Iron and Steel Co., Ltd.)

Abstract In view of the excessive dependence LF molten steel temperature control on artificial experience, Masteel Long Product Division takes 120 t ladle furnace as the research object, computes and analyzes effects of input electrical energy, alloying, thermal effect of furnace slag, heat dissipation of ladle lining, slag surface radiation, argon blowing and stirring, heat loss of flue gas on the molten steel temperature in accordance with the principle of thermal balance and establishes the prediction model of LF refining molten steel temperature. After actual production testing and tracking, temperature measurement calibrating and model optimizing, the model achieves a good application result. The proportion for the absolute deviation value less than or equal to 5 °C between the predicted temperature and measured temperature accounts for 97.73%, the proportion for the absolute deviation value less than or equal to 6 °C between the predicted temperature and measured temperature accounts for 100%.

Keywords LF refining, Molten steel, Temperature control, Heat transfer calculation, Prediction model

0 前言

LF 精炼炉的主要功能是对转炉初炼钢液进行二次精炼, 即钢液升温、成分调整、脱氧、脱硫、去气、去夹杂、均匀钢液成分和温度等处理。LF 精炼作为炼钢和连铸之间的弹性连接工序, 其钢液终点温度的精确控制对炼钢生产节奏、连铸拉速、铸坯质量等都有重要影响^[1-3]。钢液温度低, 则钢液黏度大、流动性差, 易发生低温蓄流, 造成钢液停浇回炉; 钢液温度高, 不仅会降低耐材使用寿命, 增加钢中非金属夹杂物, 影响连铸坯质量, 还易造成漏钢、溢钢等事故^[4-6]。由于 LF 炉涉及

高温冶金物理、化学反应, 且受传热、传质、传动等因素影响, 现场操作人员仅凭借人工经验进行粗略估计, 无法精确控制钢液温度, 需要通过频繁测温取样调整钢液成分、温度, 在增加劳动强度的同时, 也导致生产节奏变慢及成本升高^[7]。

以马钢公司长材事业部 120 t LF 精炼炉为研究对象, 基于能量守恒原理, 计算分析 LF 精炼过程中输入电能、合金化、炉渣热效应、钢包内衬散热、渣面辐射、底吹氩和烟气热损失等热量对钢液温度的影响, 并建立 LF 炉精炼过程钢液温度预测模型。LF 炉设备的主要工艺参数: 钢包容量为 120 t, 变压器额定功率 25 MVA, 二次侧额定电流

37 420 A, 二次侧电压 240 ~ 360 V, 电极调节档位 13 档。LF 精炼主要工艺流程: 钢包进站→吹氩、化渣→升温、加渣料→造白渣脱硫、合金粗调→一次测温、取样→合金微调→二次测温、取样→测温、喂线→软吹→三次测温、取样→钢液出站。

1 温度模型的建立

温度在线预测模型主要涉及通电升温模型计算和钢液温度实时预测, 该模型以钢液、钢包为研究对象, 根据电弧功率、渣层厚度、埋弧程度、钢包包况、合金辅料、氩气流量等影响因素, 根据能量守恒, 由温度模型计算出通电时间, 选择合适的通电档位, 进行自动升温操作。通电过程中, 钢包内衬蓄热程度和电弧埋弧传热效率是影响钢液升温的重要因素^[8]。此外, 钢包内衬散热、吹氩搅拌热损失、渣面热损失、合金反应放热、合金与渣料熔化升温热、包壳与大气换热等都影响钢液温度。

为了研究 LF 精炼过程中钢液温度随时间变化的规律, 需要研究任一时间段内钢包、钢液和炉渣等组成系统的能量收支平衡关系, 具体可表述为式(1)~式(3)。

$$Q_{in} = Q_{arc} - Q_{lost} = E - E_C - Q_{lost} \quad (1)$$

$$Q_{in} + Q_{alloy} = Q_{st} + Q_{slag} + Q_{rise} + Q_f + Q_{gas} + Q_{dust} + Q_{line} + Q_{shell} \quad (2)$$

$$T_{pr} = f(T_0, Q_{st}, m_{st}, C_{st}) \quad (3)$$

式中, Q_{in} —熔池吸收的电弧热量/kJ; Q_{arc} —电弧产生的热量/kJ; Q_{lost} —电弧损失的热量/kJ; E —输入的电能/kJ; E_C —线路(短网)损失的电能/kJ; Q_{alloy} —合金反应产生的热量/kJ; Q_{st} —钢液的升温热量/kJ; Q_{slag} —渣料熔化所吸热量/kJ; Q_{rise} —合金、渣料的升温热量/kJ; Q_f —渣面辐射损失的热量/kJ; Q_{gas} —吹氩搅拌损失的热量/kJ; Q_{dust} —烟气带走损失的热量/kJ; Q_{line} —钢包内衬散热损失的热量/kJ; Q_{shell} —钢包外壳与大气换热热量/kJ; T_{pr} —LF 模型预测的温度/°C; T_0 —LF 炉进站温度/°C; m_{st} —钢液质量/kg; C_{st} —钢液比热容, 取值 0.837 kJ/(kg·°C)。

1.1 熔池吸收热量

输入 LF 精炼炉的电能一部分会在线路(短

网)损失, 另一部分通过三相石墨电极与钢液之间产生电弧, 电弧热能一部分会传递给钢包内衬蓄热、水冷包盖冷却水带走和散失至周围空气, 另一部分会传给钢液和炉渣, 用于钢液、炉渣的升温、熔化。假设 LF 炉三相电路功率平衡, 且各相电弧弧流、弧压近似认为相等, 则电弧加热时进入熔池的热量计算见式(4)。

$$Q_{in} = 3 \cdot \eta \cdot U_{arc} \cdot I \quad (4)$$

式中: η —电能利用率, 统计实际采集的 20 炉数据: 2~4 档时, η 为 0.35~0.36, 5~7 档时, η 为 0.33~0.34, 8~10 档时, η 为 0.31~0.32; U_{arc} —电弧电压/V; I —电弧电流/A。

1.2 合金化热效应

钢液合金化时, 合金会经历吸热、熔化和溶解 3 个阶段。根据不同合金元素的相变、熔化、溶解和比热容等, 计算出合金元素溶于钢液中的热效应 Q_i 、部分合金元素的熔解热 Q_{ri} 、元素氧化放热 Q_{oi} 、合金化总热效应 Q_{alloy} , 见式(5)~式(8)^[4]。

$$Q_i = [C_{si}(T_{li} - T_{si}) + \frac{\Delta H_i}{M_i} + C_{li}(T_{st} - T_{li})] \cdot m_i \quad (5)$$

$$Q_{ri} = \frac{m_i}{M_i} \cdot \Delta H_{ri} \quad (6)$$

$$Q_{oi} = \frac{m_i(1 - \eta_i)}{M_i} \cdot \Delta H_{oi} \quad (7)$$

$$Q_{alloy} = \sum [Q_i - (Q_{ri} + Q_{oi})] \quad (8)$$

式中: T_{si} —合金元素的初始温度/°C; C_{si} —合金元素的固相比热容/(kJ·kg⁻¹·°C⁻¹); ΔH_i —合金元素的熔化热/(kJ·mol⁻¹); M_i —合金元素的摩尔质量/(g·mol⁻¹); T_{li} —合金元素的液相线温度/°C; C_{li} —合金元素的液相比热容/(kJ·kg⁻¹·°C⁻¹); T_{st} —实际钢液温度/°C; m_i —合金元素的质量/kg; ΔH_{ri} —合金元素熔解焓/(kJ·mol⁻¹); η_i —合金元素的收得率/%; ΔH_{oi} —合金元素氧化焓/(kJ·mol⁻¹)。

根据式(5)~式(8)和文献[9]相关热力学参数, 可以得出常用合金加入量对 LF 炉 120 t 钢液温度的影响程度, 如表 1 所示。

表 1 常用合金温降系数

	°C/kg						
合金种类	高碳锰铁	低碳锰铁	高碳铬铁	低碳铬铁	铝粒	增碳剂	硅铁 75B
温降系数	-0.022	-0.018	-0.023	-0.015	0.040	-0.040	0.022

1.3 渣料吸热量

渣料加入钢液后先开始吸热,若渣料熔沸点小于钢液温度,吸热至熔化温度后渣料开始熔化或汽化;否则,渣料仍保持固体状态^[4]。渣料完全熔化的整个过程吸收热量 Q_{slag} , 计算见式(9)~式(10)。

$$Q_{\text{slag}} = \Delta H_p + \Delta H_r = \int_{298}^{(T+273)} C_p dT + \Delta H_r \quad (9)$$

$$C_p = a + b \times 10^{-3} (T + 273) + c \times 10^5 (T + 273)^{-2} + d \times 10^{-6} (T + 273)^2 \quad (10)$$

式中: ΔH_p —渣料预热期的热焓/(kJ·mol⁻¹); ΔH_r —渣料熔化期的热焓/(kJ·mol⁻¹); T —渣料成分物质的熔点或沸点/°C; C_p —渣料中纯物质的比热容/(J·°C⁻¹·mol⁻¹); a, b, c, d —热容温度系数,单位分别为 J/(°C·mol)、J/(°C²·mol)、J·°C/mol、J/(°C³·mol)。渣料中常见物质成分热容温度系数 a, b, c, d 可从文献[10]查出,根据式(9)~式(10)可计算出预热期热焓 ΔH_p 、熔化期热焓 ΔH_r 以及评估其对 120 t LF 精炼炉钢液温度的影响,如表 2 所示。

表 2 渣料常见成分物质对 120 t LF 精炼炉钢液温度的影响

物质	状态	a	b	c	d	适用范围/ °C	熔点/ °C	ΔH_p / (kJ·mol ⁻¹)	ΔH_r / (kJ·mol ⁻¹)	温降/ (°C·kg ⁻¹)
CaO	s-A	44.62	4.52	-6.95	0	25~2 615	2 615	83.92	0	0.014 19
Al ₂ O ₃	s-A	103.85	26.27	-29.09	0	25~527	2 054	53.25	0	0.004 94
Al ₂ O ₃	s-B	120.52	9.19	-48.37	0	527~2 054	2 054	139.03	0	0.012 91
SiO ₂	s-A	46.90	31.50	-10.09	0	25~270	1 723	13.21	0	0.002 08
SiO ₂	s-B	71.63	1.89	-39.06	0	270~1 723	1 723	93.20	0	0.014 71
CaF ₂	s-A	59.83	30.46	-1.97	0	25~1 151	1 418	96.38	0	0.011 70
CaF ₂	s-B	107.99	10.46	0	0	1 151~1 418	1 418	34.23	0	0.004 16
CaF ₂	l	100.00	0	0	0	1 418~2 510	1 418	0	18.20	0.002 21
MgO	s-A	48.98	3.14	-11.44	0	25~2 825	2 825	79.28	0	0.018 77

1.4 钢包散热量

LF 精炼过程中,钢液通常要反复加热多次,和钢液直接接触的钢包内衬工作层不断地吸收钢液的热量,钢包内衬不断蓄热且通过包壁和包底不断向外传热,实际散热过程是复杂的非稳态过程。为了计算钢包内衬所散失的热量,可采用文献[11]中的计算方法,按一维稳态导热微分方程加以分析,将钢包视为由 n 层不同耐火材料构成的无限长空圆筒,假设钢包工作层、永久层、保温层、钢壳是稳态温度场,忽略各层耐材之间及其与钢壳间的接触热阻,则其钢包内衬散热的热通量计算见式(11)。

$$q_{\text{lime}} = \frac{t_1 - t_a}{2\pi L \left[\sum_{j=1}^n \frac{1}{\lambda_j} \ln\left(\frac{r_{j+1}}{r_j}\right) + \frac{1}{\beta} \right]} \quad (11)$$

式中: q_{lime} —钢包内衬热通量/(W·m⁻²);

t_1 —钢包内衬温度/°C; λ_j —第 j 层耐火材料的导热系数/(W·m⁻¹·°C⁻¹); L —钢包特征尺度,计算取钢包高度 4.05/m; t_a —钢壳周围空气温度/°C; r_j, r_{j+1} —第 j 层、第 $j+1$ 层钢包包壁半径/m; β —综合换热系数/(W·m⁻²·°C⁻¹),为对流给热系数 β_1 与辐射传热系数 β_2 之和。

研究用 LF 精炼炉钢包的盛钢量为 120 t, 钢包高度为 4 050 mm, 上部直径和下部直径分别为 3 560 mm 和 3 360 mm, 钢包内衬由内至外依次为工作层 200 mm、永久层 105 mm、保温层 15 mm 和钢壳 25 mm, 工作层熔池部位为刚玉尖晶石预制块,渣线部位为镁碳砖,包底部为刚玉质浇注料,永久层为高铝质浇注料,保温层采用一种导热系数极低的新型绝热耐火材料制作而成的复合反射绝热板,钢包各个部位的耐火材料和钢壳物性参数如表 3 所示^[11]。

表 3 钢包各层耐火材料及外壳物性参数

材料	密度/(g · cm ⁻³)	比热容/(J · kg ⁻¹ · °C ⁻¹)	导热系数/(W · m ⁻¹ · °C ⁻¹)
镁碳砖	3.06	1 200	$2.4 \times 10^{-3}t_1 + 0.591 0$
刚玉尖晶石预制块	3.20	1 023	$1.9 \times 10^{-3}t_1 + 0.183 9$
刚玉质浇注料	3.03	1 066	$1.4 \times 10^{-3}t_1 + 0.451 1$
高铝质浇注料	2.40	1 028	$3.0 \times 10^{-4}t_1 + 1.018 8$
复合反射绝热板	0.40	1 340	0.056(600 °C)
钢壳	7.80	483.5	46.667

钢包的外壳温度一般在 160 ~ 280 °C 之间,钢壳与周围环境之间主要以辐射散热为主,计算见式(12)。

$$q_{\text{shell}} = C_s \varepsilon_s \sigma [(t_s + 273)^4 - (t_a + 273)^4] \quad (12)$$

式中: q_{shell} —钢包外壳辐射热通量/(W · m⁻²); C_s —钢壳辐射系数,取值 0.9^[12]; ε_s —钢壳黑度系数,取值 0.8^[13]; t_s —钢包外壳温度/°C; t_a —环境温度/°C; σ —斯蒂芬-波尔兹曼常数,取值 5.67×10^{-8} W/(m² · K⁴)。根据文献[14]可知,静置和浇铸过程中钢液热量主要损失于钢包包壁。包底散热做简化处理,只计算辐射传热,得出 120 t LF 炉钢包内衬散热量引起的钢液温降约为 0.15 ~ 0.30 °C/min。

1.5 渣面热损失

由于 LF 炉精炼渣面温度一般比较高,渣面辐射传热占主导作用,计算时可以忽略影响较小的对流传热过程^[8],渣面辐射散热量 Q_f 可以通过式(13)进行计算。

$$Q_f = C_{sl} \varepsilon_{sl} \sigma A [(t_{sl} + 273)^4 - (t_a + 273)^4] \quad (13)$$

其中: C_{sl} —渣面热量损失系数,取值 0.6; ε_{sl} —炉渣黑度系数,取值 0.8^[15]; σ —斯蒂芬-波尔兹曼常数,取值 5.67×10^{-8} W/(m² · K⁴); A —渣层的表面积/m²; t_{sl} —渣层温度/°C,认为其近似等于钢液温度; t_a —环境温度/°C。

1.6 吹氩热损失

LF 精炼过程中,电极加热、均匀钢水温度以及合金化、出站前软吹去非金属夹杂物等都需要全程吹氩搅拌,吹氩过程损失的热量主要包含两部分,一是氩气吸热带走的热量;另一部分是氩气流量较大时,会吹开钢液表面的精炼渣层使部分钢液裸露时散失的热量。氩气流量越大,钢液的

裸露面积越大,钢液向大气散失的热量就越多,钢液裸露面积最终由氩气流量决定,文献[16]中建立的模型给出了钢液裸露面积与氩气流量、渣层厚度等之间关系如式(17)所示,吹氩产生的热量损失 Q_{gas} 见式(14)~式(17)。

$$Q_{\text{gas}} = Q_{\text{Ar}} + Q_{\text{st}} \quad (14)$$

$$Q_{\text{Ar}} = \frac{M_{\text{Ar}}}{22.4} \cdot C_{\text{pAr}} \cdot V_{\text{Ar}} \cdot (t_{\text{st}} - t_{\text{Ar}}) \quad (15)$$

$$Q_{\text{st}} = A_{\text{st}} \varepsilon_{\text{st}} \sigma [(t_{\text{st}} + 273)^4 - (t_a + 273)^4] \quad (16)$$

$$\frac{A_{\text{st}}}{H^2} = -0.76 \times \left(\frac{Q}{g^{0.5} \times H^{2.5}} \right)^{0.4} + 7.15 \times (1 - \frac{\rho_s}{\rho_l})^{-0.5} \times \left(\frac{Q}{g^{0.5} \times H^{2.5}} \right)^{0.73} \times \left(\frac{h}{H} \right)^{-0.5} \quad (17)$$

式中: Q_{Ar} —氩气吸热量/kJ; Q_{st} —钢液辐射散热量/J; M_{Ar} —氩气的摩尔质量/(g · mol⁻¹); C_{pAr} —氩气比热容/(kJ · kg⁻¹ · °C⁻¹); V_{Ar} —氩气体积/Nm³; t_{st} —钢液温度/°C; t_{Ar} —氩气初始温度/°C; A_{st} —钢液裸露面积/m²; ε_{st} —钢液黑度系数,取值 0.4^[14]; σ —斯蒂芬-波尔兹曼常数,取值 5.67×10^{-8} W/(m² · K⁴); t_a —环境温度/°C; H —钢液高度/m; Q —氩气流量/(Nm³ · s⁻¹); g —重力加速度/(kg · m · s⁻²),取值 $9.8 \text{ kg} \cdot \text{m} / \text{s}^2$; ρ_s 、 ρ_l —钢渣和钢液的密度/(kg · m⁻³),分别取值 3 000 kg/m³ 和 7 000 kg/m³; h —渣层厚度/m。

1.7 烟气热损失

LF 炉生产过程中,烟气会带走热量损失 Q_{dust} ,计算见式(18)。

$$Q_{\text{dust}} = C_g \cdot m_g \cdot (t_g - t_a) + C_d \cdot m_d \cdot (t_d - t_a) \quad (18)$$

式中: C_g 、 C_d —烟气与烟尘的比热容,分别为 1.14、1.00 kJ/(kg · °C); m_g 、 m_d —烟气与烟尘的

排出速率,分别为0.70、1.28 kg/s; t_g 、 t_d —烟气、烟尘排出温度,均取值500℃; t_a —环境温度/℃,取值25℃。

2 模型验证

2.1 温度模型的离线验证

根据现场工艺参数和生产数据,抽取10炉次

进行离线验证,钢种为SPHC,主要成分(质量分数/%)为C:0.033~0.053,Si:0.013~0.045,Mn:0.11~0.12,P:0.010~0.020,S:0.0010~0.0045,Als:0.022~0.029,用离线模型进行模拟计算,模型预测值与实际测量值对比如表4所示,温度误差绝对值 ≤ 6 ℃,基本可以满足生产要求。

表4 SPHC钢LF终点温度预测值和实测值误差

炉号	预测值	实测值	误差	炉号	预测值	实测值	误差
A22302581	1587	1591	-4	A22302593	1595	1591	4
A22103400	1593	1591	2	A22203058	1588	1591	-3
A22103402	1591	1590	1	A22203060	1581	1586	-5
A22203049	1595	1589	6	A22203062	1587	1584	3
A22203051	1588	1590	-2	A22203064	1590	1591	-1

2.2 温度模型的在线验证

将LF精炼炉钢液温度预测模型利用C Sharp计算机语言编制成计算机控制程序,并投入现场使用。根据钢种、钢水量、钢水目标成分及温度、模型计算精炼过程合金和渣料加入量、各种热损失及弧流、弧压等供电参数,确定精炼过程合理的

供电曲线和供电时间,通过精炼过程实测温度进行校正,经过3个月跟踪、调试、优化,模型预测精度可以控制在 ± 6 ℃范围内,随机抽取某月LF炉生产的100炉钢液的精炼终点温度进行跟踪验证,模型预测温度和LF精炼终点实测温度对比结果及模型预测精度见图1。

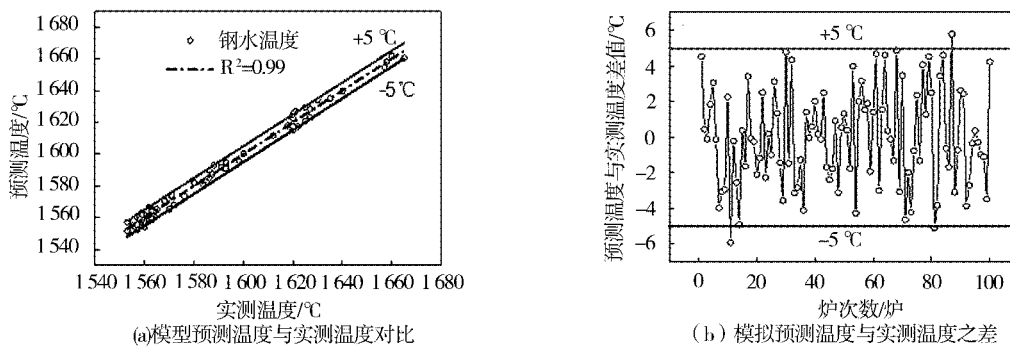


图1 LF精炼炉终点温度模型预测值与实际钢液温度对比

由图1可以看出,模型预测温度和LF精炼终点钢液实测温度较为接近,模型预测温度基本能反映钢液实测温度,模型预测值和实际测量值偏差绝对值 ≤ 5 ℃的比例为97.73%,偏差绝对值 ≤ 6 ℃的比例为100%,满足LF精炼生产过程中钢液温度预测需求。

3 结论

(1)基于能量守恒原理,在现场工艺参数和

生产经验的基础上,研究了LF精炼过程中输入电能、合金化、炉渣热效应、钢包内衬散热、渣面辐射、吹氩搅拌和烟气热损失等热量对钢液温度的影响,建立了LF精炼炉钢液温度预测模型,取得了良好的应用效果。

(2)模型预测温度与实际测量值偏差的绝对值 ≤ 5 ℃的比例为97.73%,偏差绝对值 ≤ 6 ℃的比例为100%,预测模型在生产实践中取得了良好的应用效果。

参考文献

1 王 强,孙文强,徐宪东,等. 钢包精炼炉(LF)作为可削减负荷的灵活性评估[J]. 材料与冶金学报,2022,21(2):150-156.

2 Xu X D,Sun W Q,Abeysekera M,et al. Quantifying the flexibility from industrial steam systems for supporting the power grid[J]. IEEE Transactions on Power Systems,2021,36(1):313-322.

3 任铁良,王卫红,刘 硕,等. LF 钢水温度预报和最优供电模型[J]. 冶金能源,2020,39(3):48-52.

4 孙 波,张良明,吴耀光,等. 马钢 CSP 流程 RH 精炼钢液温度预测模型[J]. 中国冶金,2018,28(8):48-52.

5 王 星,王国连,杨荣光,等. 中间包钢水温度控制研究及优化[J]. 中国冶金,2018,28(1):12-17.

6 邢梅峦,包燕平,林 路. 转炉流程生产高碳钢各工序温度控制能力的优化[J]. 工程科学学报,2014,36(S1):60-64.

7 张家磊,魏志君,汪亚伟. 基于神经网络的 LF 炉钢液温度的预测模型[J]. 现代交通与冶金材料,2022,2(2):84-87.

8 孙 波,解养国,吴耀光,等. 降低 120 t LF 精炼电耗的生产实践[J]. 炼钢,2021,37(4):10-15.

9 陈家祥. 炼钢常用图表数据手册:第 2 版[M]. 北京:冶金工业出版社,2010:611-615.

10 梁英教,车荫昌,刘晓霞,等. 无机物热力学数据手册[M]. 沈阳:东北大学出版社,1993:17-33.

11 宋 健,孙 波,刘前芝,等. 120 t 复合反射绝热板钢包试验研究[J]. 安徽工业大学学报:自然科学版,2022,39(4):371-376.

12 王卫华,钟 凯,曹 勇. 复合反射绝热板在 210 t 钢包上的传热效果[J]. 炼钢,2014,30(5):70-74.

13 江成斌. 40 t 钢包底吹氩过程流热耦合的数值模拟[J]. 上海金属,2018,40(4):99-104.

14 朱光俊,杨治立,张 威,等. 重钢炼钢厂 80 t 钢包热分析[J]. 特殊钢,2006,22(4):40-43.

15 曹 贺. LF 精炼过程钢液成分与温度控制模型的开发与应用[D]. 沈阳:东北大学,2013:42-44.

16 Krishnakumar K,Gordon A. An extended model for slag eye size in ladle metallurgy[J]. ISIJ International,2008,48(12):1807-1809.

孙 涛,男,2014 年毕业于东北大学钢铁冶金专业,硕士,工程师。

收稿日期:2023-12-22

(上接第 13 页)

4 结论

(1)随着稀土元素 Ce 含量的增大,Q620E 钢板组织晶粒得到细化,并通过细晶强化作用提高实验钢的强度和韧性。

(2)随着稀土元素 Ce 含量增大到 0.003 3%,实验钢的强度和韧性有所提高,强度增加 30 MPa 以上,韧性提高 30 J 以上。

(3)适当含量的稀土元素 Ce 可以降低夹杂物尺寸,最大降幅达到 28.9%,当稀土元素 Ce 含量达到 0.009 2%时,稀土复合夹杂物会聚集长大。

(4)随着稀土元素 Ce 含量的增大,冲击断口韧窝尺寸有所增大,表征了冲击功值增大的原因。

(5)使用稀土替换贵重和影响韧性的合金元素,降低了 Q620E 高强钢板的合金成本,保证了

强度和韧性。

参考文献

1 张凤鸣,魏 森. 稀土对低合金高强度结构钢 Q345E 疲劳性能的影响[J]. 包钢科技,2019,45(6):55-58,74.

2 赵阳阳. 稀土元素对 TWIP 钢显微组织与力学性能的影响以及 TWIP 钢的变形机制研究[D]. 上海:上海交通大学,2015.

3 陆 斌,陈芙蓉,刘伟健,等. 铈对工程机械用 700 MPa 级高强钢焊接性能的影响[J]. 工程科学学报,2020,42(11):1481-1487.

4 周恬武,彭 平,徐少华,等. 稀土元素在钢中的应用与研究[J]. 铸造设备研究,2004(3):35-38.

5 刘智良. 微量稀土元素镧铈对海洋平台用钢的组织性能影响机理研究[D]. 呼和浩特:内蒙古工业大学,2018.

卢晓禹,男,2012 年毕业于内蒙古科技大学金属材料专业,硕士,高级工程师。

收稿日期:2023-9-20

刊号: $\frac{\text{ISSN } 1009-7864}{\text{CN } 41-1242/\text{TF}}$

国内定价:10.00元